

VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA
FAKULTA METALURGIE A MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ

KATEDRA TVÁŘENÍ MATERIÁLU

Studium tvařitelnosti oceli 42CrMo4 v závislosti na parametrech ohřevu

Study of formability of 42CrMo4 steel depending on parametrs of heating process

Student: Michal Sušovský

Vedoucí diplomové práce: Ing. Richard Fabík, Ph.D.

Ostrava 2010

Zadání bakalářské práce

Student: **Michal Sušovský**
Studijní program: B2109 Metalurgické inženýrství
Studijní obor: 2109R034 Technologie tváření a úpravy materiálu
Téma: Studium tvařitelnosti oceli 42CrMo4 v závislosti na parametrech ohřevu

Study of formability of 42CrMo4 steel depending on parameters of heating process

Zásady pro vypracování:

1. Úvod
2. Tvařitelnost ocelí
3. Návrh experimentu a cíle práce
4. Popis experimentu
5. Analýza výsledků
6. Diskuse a závěr

Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] SCHINDLER, I., KAWULOK, P., LEGERSKI, M. *Metalurgická tvařitelnost*. Studijní opora, VŠB-TU Ostrava, 2008, dostupné na: <https://www.fmfi.vsb.cz/oblasti/studium-a-vyuka/studijni-opory/>.
[2] GINZBURG, V. B. *Steel-rolling technology : theory and practice*. New York : Marcel Dekker, 1989. ISBN 0-8247-8124-4.
[3] FABÍK, R., KLÍBER, J., AKSENOV, S. Impact of Rolling Conditions on Propagation of a Potential Crack. *Materials Science Forum*, roč. 24, 2008, č. 575-578, s. 1445-1454. ISSN 0255-5476.

Formální náležitosti a rozsah bakalářské práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Richard Fabík, Ph.D.**

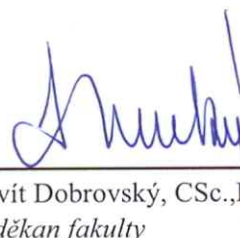
Konzultant bakalářské práce: Ing. Jaromír Horsinka

Datum zadání: 30.11.2009

Datum odevzdání: 21.05.2010



prof. Ing. Jiří Klíber, CSc.
vedoucí katedry



prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.
děkan fakulty

Zásady pro vypracování bakalářské práce

I.

Bakalářskou prací (dále jen BP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání bakalářské práce:

- | | |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list + zásady pro vypracování BP | 5. Textová část BP |
| 2. Prohlášení + místopřísežné prohlášení | 6. Seznam použité literatury |
| 3. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | 7. Přílohy |
| 4. Obsah BP | |

ad 1) Titulním listem je originál zadání BP, který student obdrží na své oborové katedře. Za titulním listem následují tyto „Zásady pro vypracování bakalářské práce“.

ad 2) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listě (student jej obdrží na své oborové katedře) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání BP. *V případě, že BP vychází ze spolupráce s jinými právníckými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním BP.*

ad 3) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listě česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 4) Obsah BP se uvádí na zvláštním listě. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části BP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 5)

Textová část BP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním BP;
- Vlastní rozpracování BP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků BP z hlediska stanoveného zadání.

BP nemusí obsahovat experimentální (aplikační) část.

BP bude zpracována v rozsahu min. 25 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující **doporučené** úpravy - písmo Times New Roman (nebo podobné) 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 7).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. U

vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury.

Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 6) BP bude obsahovat alespoň 10 literárních odkazů, z toho nejméně 3 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu BP.

ad 7) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části, např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Bakalářskou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahoře: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra

uprostřed: *BAKALÁŘSKÁ PRÁCE*

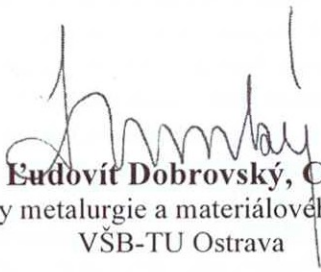
dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON včetně abstraktu a klíčových slov v češtině a angličtině.

IV.

Bakalářská práce, která neodpovídá těmto zásadám, nemůže být přijata k obhajobě. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem bakalářského studia fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2009/2010.

Ostrava 30. 11. 2009


Prof. Ing. Eudovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.
děkan fakulty metalurgie a materiálového inženýrství
VŠB-TU Ostrava

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- беру на vědomі, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě bakalářskou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že bakalářská práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího bakalářské práce. Souhlasím s tím, že údaje o bakalářské práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на vědomі, že odevzdáním své bakalářské práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě 16.8.2010.....

.....Michal Gušorvský.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

ABSTRAKT:

Předmětem mé bakalářské práce se stalo téma Studium tvařitelnosti oceli 42CrMo4 v závislosti na parametrech ohřevu. Především nás bude zajímat vliv teploty na tvorbu trhlin na klínových vzorcích. Klínové vzorky budeme válcovat na válcovací stoličce Duo. Rozměry klínu jsou přibližně 150 mm na délku a 15 mm šířku. Na klínech je vytvořeno 8 vrubů jako iniciátor trhlin. Během pokusu nás budou zajímat právě vruby na klínech. V těchto místech budeme očekávat tvorbu trhlin. Na vzorcích budeme zkoušet vliv teplot, dále pak budeme měnit rychlost válcování a velikost úběru.

Klíčová slova:

Kontislitky, Spálená ocel, Trhlina, Deformace, Tváření, Válcování, Ocel, Teplota

ABSTRACT:

The subject of my thesis is the topic of studying formability of steel 42CrMo4, depending on the heating parameters. Above all, we are interested in the effect of temperature on the formation of cracks in the wedge-shaped samples. Wedge samples will be rolled on the roll stand. The dimensions of the wedge samples are approximately 150 mm in length and 15 mm in width. There are 8 notches created on the lap, serving as initiators of cracks. During the experiment we will be interested right in these notches. In these places we expect cracks formation. We will test the influence of temperature, and then we will test different rolling speed and rolling stock removal.

Key words:

Blooms, Burning steel, Crack, Deformation, Forming, Rolling, Steel, Temperature,

OBSAH

OBSAH	0
1. ÚVOD	1
2. TVAŘITELNOST	2
2.1 TVAŘITELNOST V LITÉM STAVU	3
2.2 VLIVY OVLIVŇUJÍCÍ TVAŘITELNOST	13
3. OHŘEV, RYCHLOST OHŘEVU	17
3.1 ZÁKLADNÍ PODMÍNKY OHŘEVU	17
3.3 PRŮVODNÍ JEVY	18
4. OCEL 42CrMo4	22
4.1 CHRÓM A MOLYBDEN – JEJICH VLIV A VLASTNOSTI	22
5. PRAKTICKÁ ČÁST	24
5.1 ÚVOD A POPIS EXPERIMENTU	24
5.2 POPIS LABORATOŘE A POUŽITÉ ZAŘÍZENÍ	24
5.3 POPIS KLÍNOVÝCH VZORKŮ (ROZMĚRY, VRUBY)	26
5.4 ANALÝZA POČÁTEČNÍHO STRUKTURNÍHO STAVU	28
5.5 LABORATORNÍ VÁLCOVÁNÍ	31
5.6 VYHODNOCENÍ	39
6. ZÁVĚR.....	42
7. LITERATURA.....	43

1. ÚVOD

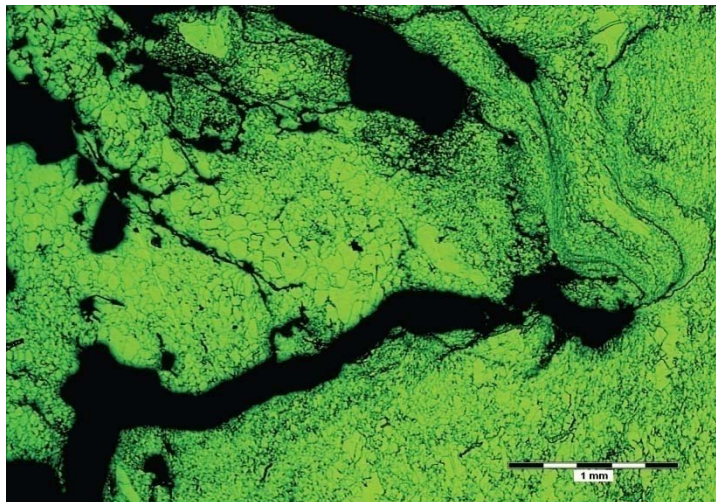
Jednou z velmi důležitých technologických operací při zpracování kovů je jejich tváření. Tvářením získají kovové předměty nejen svůj tvar, ale i očekávané vlastnosti. S postupným technickým rozvojem se uplatňují stále novější technologie, jejichž vývoj se přizpůsobuje ekonomickým požadavkům výroby, které vyžadují co nejracionálnější dosažení požadovaného tvaru a vlastností tvářeného výrobku.

Chceme-li hodnotit význam tváření z hlediska dosažení vysokých užitečných vlastností kovů, pak hlavním smyslem tváření bylo ještě donedávna odstranění lící struktury v kovu. Zejména při výrobě těžkých volných výkovků a tlustostěnných vývalků je z tohoto hlediska důležité dosáhnout určitého minimálního stupně protváření, který zajišťuje odstranění necelistvosti v litém kovu a zabezpečuje tak, zejména při dynamickém zatěžování těchto výrobků, jejich lepší vlastnosti proti odlitkům, zvláště jejich houževnatost a odolnost proti šíření křehkého lomu. V současné době má však tváření další důležitou úlohu ve zvyšování užitečných vlastností pomocí pochodů řízeného tváření. Jde zejména o řízené válcování mikrolegovaných ocelí, termomechanické zpracování vysokopevných ocelí a řízené tváření těžkých výkovků z austenitové oceli. Tyto nové technologie umožňují dále zlepšovat výsledné vlastnosti, kterých by bez spolupůsobení řízeného tváření nebylo možno dosáhnout.

Pokud jde o význam tváření při získávání potřebného tvaru výrobku, je volba jednotlivých technologií a sám jejich technický rozvoj vázaný na ekonomickou stránku výroby [1].

2. TVAŘITELNOST

Tvařitelnost, tedy schopnost tělesa plasticky se deformovat za určitých podmínek tváření až do porušení soudržnosti (do vzniku kritických trhlin, resp. do lomu). Názorný příklad těžkého porušení soudržnosti austenitické oceli s celou škálou lomů a vnitřních dutin můžeme vidět na **obr. 2.1**.



Obr. 2.1 Porušení soudržnosti austenitické oceli s lomy a vnitřními dutinami [2]

Tvařitelnost závisí na plastičnosti, geometrii tvářeného tělesa a podmínkách tváření. Lze ji kvantifikovat např. po provedení různých laboratorních zkoušek (třeba tahem). Metalurgická tvařitelnost vyjadřuje vliv metalurgických činitelů na tvařitelnost za daných

termomechanických podmínek (teploty, rychlosti deformace aj.). Deformační odpor [MPa] materiálu je vnitřní napětí, vznikající v tělese jako reakce na působení vnějších tvářecích sil. Toto vnitřní napětí musí být dostatečně veliké, aby to postačovalo k vyvolání plastické deformace. Přirozený deformační odpor [MPa] je určován za specifických podmínek tzv. jednoosého stavu napjatosti (viz počáteční fáze zkoušky tlakem nebo tahem).

Při každém tváření jde zejména o to, udělit příslušnému tělesu trvalou změnu tvaru. Tehdy mluvíme o plastické deformaci, na jejíž vyvolání je třeba překonat jisté mezní napětí (v nejjednodušším případě tzv. mez kluzu). Není-li této podmínky dosaženo, dojde jen k pružné deformaci, po jejímž ukončení se těleso vrátí ke svému původnímu tvaru (viz např. ohýbání pružného nože). Viditelným cílem tváření je tedy dát tělesu požadovaný tvar a rozměry – a tím se zabývají technologické předměty typu Válcování, Kování apod.

Metalurgická tvařitelnost se pak zaměřuje na další dva aspekty tváření. Zaprvé jde o to, aby při tváření materiálu ani místně nedošlo k porušení soudržnosti materiálu (tedy ke vzniku trhlin či lomů). A zadruhé – tvářením a s ním „spolupracujícími“ procesy lze optimalizovat strukturu materiálu (zejména velikost zrna) a tím dosáhnout požadovanou kombinaci užitečných vlastností výrobku (např. pevnost a vrubovou houževnatost).

Chcete-li zlepšit mechanické vlastnosti nějakého kovového materiálu, můžete na to jít přes jeho chemické složení (ovšem legování zvyšuje cenu materiálu), nebo třeba přes tepelné zpracování (což není metoda univerzální ani levná) [2].

2.1 TVAŘITELNOST V LITÉM STAVU

Tvařitelnost v litém stavu je značně nižší než v protvářeném stavu a proto tváření ocelí v litém stavu je rozhodující operací, zejména u ocelí se sníženou tvařitelností. Z těchto důvodů se například kombinuje kování ingotů s následujícím válcováním předkovků.

Příčiny snížené tvařitelnosti oceli v litém stavu:

- a) Hrubozrnná a nepříznivě orientovaná makrostruktura.
- b) Chemická a strukturní nehomogenita zvýrazněná nepříznivým vyloučením heterogenních složek (hrubé útvary, převážný výskyt po hranicích zrn).
- c) Vnitřní pnutí (tepelná a transformační).
- d) Výskyt licích vad (povrchové vady, dutiny, póry, zeslabení hranic zrn, mřížkové poruchy, atd.).

Makrostruktura a její orientace závisí jak na metalurgickém charakteru oceli, tak i na podmínkách lití.

Výraznost transkrystalizačního pásma podporuje především s:

- větší čistota kovu
- monofázová struktura, bez fázových přeměn, zejména austenitická struktura
- rychlost odvádění tepla (poměr hmotnosti kov/kokila)
- vlastnosti kovu (rychlost tvorby zárodků - S, rychlost růstu - R).

Charakter makrostruktury značně mění přísady prvků, které buď samostatně, nebo častěji ve vazbě s dalšími prvky se při lití vyskytují již v tuhém stavu a zvětšují počet krystalizačních center. Jedná se především o sloučeniny s vysokým bodem tání, jako např.

Al_2O_3 , Zr_2O_3 , některé sirníky na bázi Zr, Cr, Ce, Mn a další, nitridy příp. karbonitridy. Růst primárních zrn omezují heterogenní složky a fáze, jako např. dvoufázové struktury (ferit a austenit), vyloučená eutektika a sloučeniny po hranicích zrn atd.

Oceli s monofázovou strukturou, zejména vysokolegované austenitické oceli na bázi CrNi a Mn mají výraznou transkrystalizační zónu. Při fázových přeměnách se hrubozrnnost a výraznost orientace lící struktury zmírňuje a proto u některých ocelí se sníženou tvařitelností se doporučuje po odlití snížení teploty pod A1 a opětovný ohřev pro dokonalý průběh fázových přeměn.

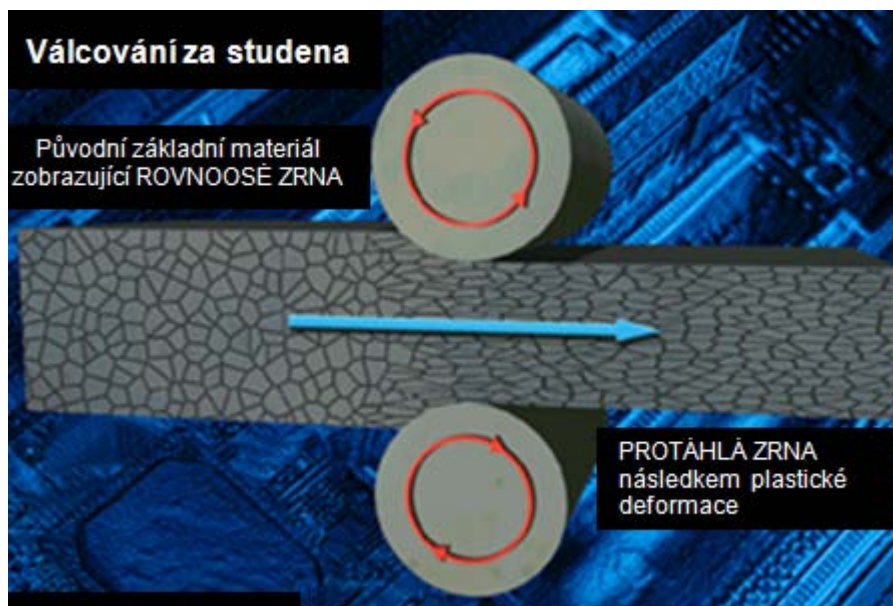
U neuklidněných ocelí je rozhodující hloubka umístění podpovrchových bublin. Optimální hloubka je 15 až 20 mm, 10 až 15 mm je ještě dostačující, při uložení bublin méně než 10 mm pod povrchem vzniká nebezpečí vzniku vad (hloubka opálení až 5 mm, penetrace kyslíku rovněž až 5 mm).

Hlubší uložení bublin podporuje:

- pomalé lití (plyny mají větší možnost uniknout)
- rychlý odvod tepla
- teplejší lití (dobrá tekutost)
- metalurgický charakter oceli (nepříznivě působí hustá ocel při vyšším obsahu lín, Al, nízká teplota lití)
- menší ferostatický tlak [3].

2.1.1 TVAŘITELNOST ZA STUDENA

U ocelí se tváření za studena děje zpravidla pod teplotami uzdravovacích procesů – pod teplotou rekrystalizace, což je 40 % teploty solidu (tání), která se udává v Kelvinech. Při tváření za studena se zvyšuje vnitřní energie, hustota dislokací, roste počet mřížkových poruch a vytváří se strukturní textura usměrněním krystalografických prvků do směru tváření - viz **obr 2.2**.



Obr. 2.2 Protáhlá nerekrytalizovaná zrna po plastické deformaci [5]

Výsledkem těchto dějů je změna mechanických a fyzikálních vlastností a zvýšená metastabilita tvářené oceli. Zvyšují se pevnostní vlastnosti a tvrdost, úměrně se snižuje plasticita a houževnatost. Největší vliv na změnu vlastností má velikost deformace, metalurgický charakter oceli (chemické složení, strukturní stav, rozložení a tvar precipitátů) a technologické činitele (průměr válců, válcovací rychlost atd.). Vliv disperzních částic se projevuje u jednotlivých strukturních složek v tomto pořadí: kubická plošně středěná – kubická tělesně středěná – hexagonální.

Největší vzestup pevnosti nastává na počátku deformace do velikosti deformace 30 až 40 %. Při vyšších velikostech deformací je vzestup pevnosti již podstatně mírnější. Růst meze kluzu je rychlejší než pevnosti, takže při poměru R_e/R_m , blízcímu se jedné ztrácí ocel schopnost k dalšímu tváření [4].

2.1.2 TVAŘITELNOST ZA POLOTEPLA (POLOOHŘEV)

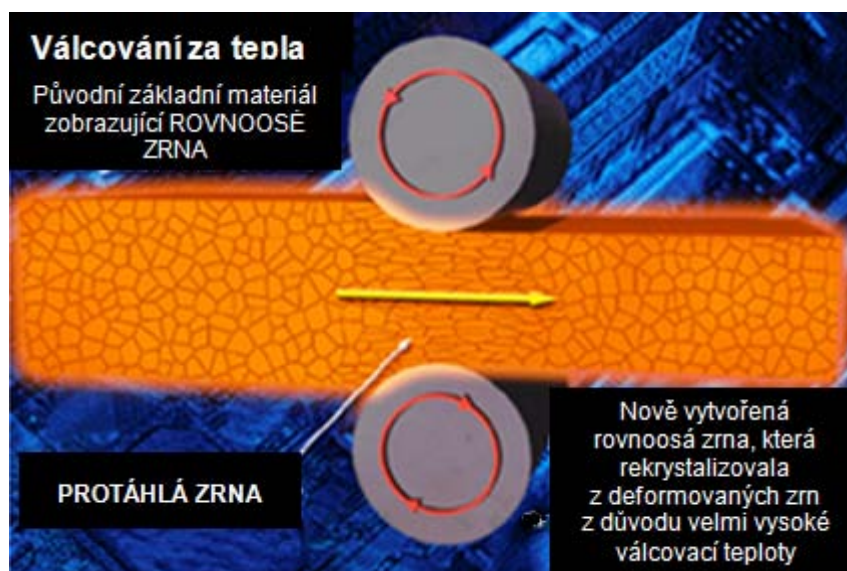
Tato metoda představuje kompromis mezi tvářením za studena a za tepla. Důvodem je zlepšení přetvárných vlastností oproti tváření za studena, snížení přetvárných odporů, dosažení zlepšení mechanických a fyzikálních vlastností, přesnosti a jakosti povrchu [6]. Toto tváření probíhá v teplotní oblasti asi od 200 °C do teplot počátku uzdravovacích procesů, tj $0,4 T_f$ (40 % teploty tání (solidu)).

Horní teploty tváření za polotepla omezuje oxidace povrchu. Tvářením za polotepla lze vhodně slučovat některé výhody tváření za tepla i za studena. V současné době představuje rozvíjející se progresivní technologii [4].

2.1.3 TVAŘITELNOST ZA TEPLA

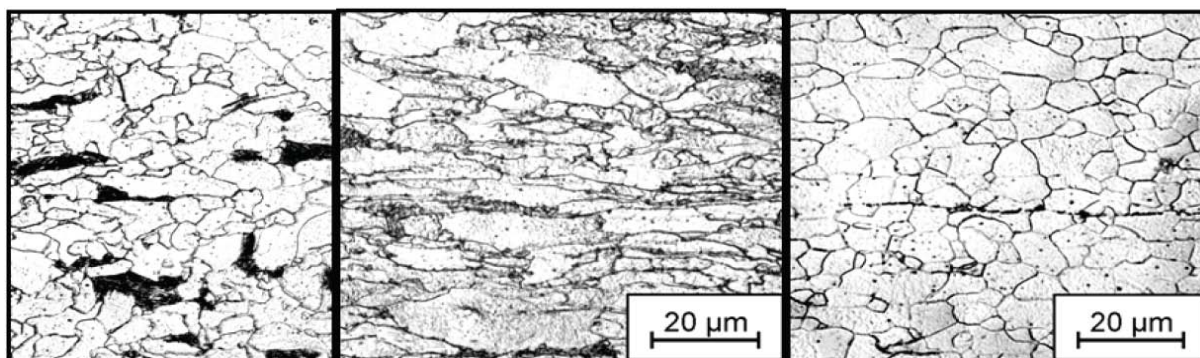
Podle původní klasické teorie se tváření děje nad teplotami rekrytalizace, to znamená, že zpevnění je současně odstraněno uzdravovacími procesy. Teploty tváření jsou nad $0,4 T_f$ (40 % teploty tání (solidu)).

Tato původní představa je značně zjednodušená. Při tváření za tepla probíhají dva základní procesy, a to: zpevňování a uzdravování. Na **obr. 2.3** je znázorněna změna tvaru zrn během tváření za tepla.



Obr. 2.3 Válcování za tepla a změna tvaru zrn [5]

Preference jednotlivých dějů závisí pro daný materiál (chemické složení a strukturní stav) na termomechanických parametrech. Zpevnění může být odstraněno dynamickými uzdravovacími procesy ihned, tj. ještě během tváření za tepla nebo častěji je odstraněno pouze částečně a další uzdravení se děje statickými uzdravovacími procesy po tváření za tepla. V tomto případě se významně uplatňuje i doba mezi jednotlivými deformacemi τ_p , ovlivňující stupeň uzdravení (změkčení) mezi jednotlivými deformacemi. Stupeň uzdravení je důležitý zejména při tváření oceli se sníženou tvařitelností a rekrytalizační schopností. Uplatňuje se významně při válcování zvýšenými rychlostmi, popřípadě za snížených dovalcovacích teplot [2, 4]. Na **obr. 2.4** si můžeme prohlédnout snímky struktury po tváření za tepla a za studena [2].



po válcování za tepla

po válcování za studena

po rekrytalizačním žihání

Obr. 2.4 *Struktury po tváření za tepla, za studena a po rekrytalizačním žihání [2]*

2.1.4 KLASIFIKACE UZDRAVOVACÍCH PROCESŮ

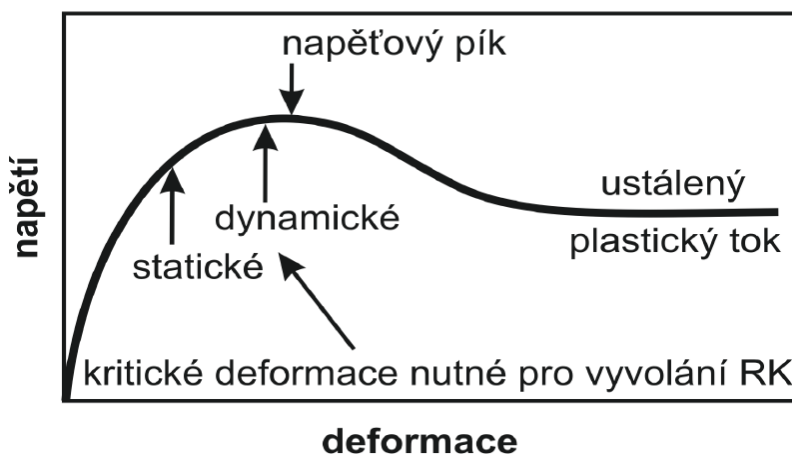
Plastickou deformací dochází obecně ke zpevňování tvářeného materiálu, který má samozřejmě snahu snížit v něm nahromaděnou vnitřní energii na původní (výchozí) úroveň. To se děje přes procesy, které nazýváme uzdravovací (změkčovací či odpevňovací). Mezi jejich hlavní projevy patří snižování hustoty dislokací.

Z časového hlediska dělíme uzdravovací procesy na dynamické a postdynamické. Dynamické uzdravování probíhá během vlastní deformace (tedy např. přímo při výškovém úběru materiálu ve válcovací mezeře), zatímco uzdravování postdynamické startuje až po ukončení deformace. Postdynamické uzdravování spojené s tvářením za vysokých teplot probíhá např. po celém tvářecím cyklu, tedy během ochlazování hotového výrobku, ale rovněž po každém jednotlivém úběru v případě běžného víceúběrového režimu tváření (viz např. uzdravování v době, kdy rozvalek opustí válcovací mezeru a míří mezi válce další válcovací stolice spojitě trati). K uzdravení za nízkých teplot nemusí mít materiál dostatek hnací síly (vnitřní energie), a pak je třeba jej ohřát – např. rekrytalizačně vyžít po válcování za studena.

Existuje však ještě jedno klasifikační kritérium uzdravovacích procesů, a rozlišující je nikoli podle doby průběhu, ale podle jejich typu. Rozlišujeme pak dva základní typy uzdravování deformované stuktury – zotavení a rekrytalizaci. Při zotavení klesá hustota dislokací např. jejich anihilací, dochází k přeskupování dislokací a vzniku subzrn (tzv. polygonizace). Tím klesá vnitřní energie materiálu, ale nestačí to k dokonalému uzdravení, protože zásadně nevznikají nová zrna oddělená velkoúhlovými hranicemi. Pouze druhý typ uzdravovacího procesu, tedy rekrytalizace (RK) dává vzniknout zcela novým zrnům shodné fáze, a to především nukleací zárodků a jejich dalším růstem. Samozřejmě, pro zahájení

rekrytalizace je třeba ještě před tím dosáhnout jisté kritické deformace (resp. jisté kumulace energie nutné pro aktivaci tohoto děje).

Na následující napět'ové křivce (závislosti napětí na rostoucí deformaci daného materiálu při konstantní teplotě i rychlosti tváření) jsou vyznačeny deformace nutné pro vyvolání rekrytalizace dynamické, resp. statické (což je ten nejběžnější druh postdynamické rekrytalizace, a vlastně ten uzdravovací proces, na nějž v provozních podmínkách můžeme spoléhat při odstranění následků deformačního zpevňování). Z **obr. 2.5** lze vysledovat dvě důležité informace. Jednak je zřejmé, že za daných podmínek je vyvolání statické rekrytalizace výrazně snadnější než iniciace rekrytalizace dynamické – stačí porovnat velikosti příslušných kritických deformací. A navíc z napět'ové křivky vyplývá, jak účinná je rekrytalizace při změkčování tvářeného materiálu (dynamická rekrytalizace dokonce vede po překonání napět'ového píku k dočasnému poklesu deformačního odporu) [2].



Obr. 2.5 Statická a dynamická rekrytalizace [2]

2.1.5 UZDRAVOVACÍ PROCESY PŘI TVÁŘENÍ ZA TEPLA

Podle současných názorů se uzdravení může uskutečnit dvěma základními procesy:

- a) dynamickým zotavením
- b) dynamickou rekrytalizací

2.1.5.1 DYNAMICKÉ ZOTAVENÍ

Dynamické zotavení se vyznačuje přemísťováním a částečnou anihilací dislokací a vznikem subzrn. U kovů s vysokou energií vrstevných chyb dochází k příčnému kluzu a šplhání dislokací. Během plastické deformace mohou jak hranové, tak i šroubové dislokace opustit kluzné roviny a vzájemně reagovat. Tím se částečně sníží jejich hustota i napětí, nutné pro plastickou deformaci. Při dynamickém zotavení nevznikají nová zrna, hranice zrn nemigrují, zrna zůstávají v texturním uspořádání. Dynamickým zotavením vznikají

v protažených zrnech rovnoosá subzrna. Poněvadž se nepředpokládá migrace hranic subzrn, tento efekt se vysvětluje tzv. „*repolygonizací*“. V procesu deformace dochází k opakovanému rozpadu a novému formování hranic subzrn.

Snížením hustoty dislokací je při dynamickém zotavení nižší než při rekrytalizaci, proto je také úměrně nižší stupeň změkčení. Dynamické zotavení je převládajícím změkčovacím mechanismem u kovů a slitin s vysokou energií vrstevných chyb, jako například u kovu s kubickou tělesně středěnou mřížkou (feritické oceli, hliník a jeho slitiny) nebo u kovu s hexagonální mřížkou.

V kovech s kubickou plošně středěnou mřížkou se úměrně s klesající hodnotou energie vrstevných chyb snižuje schopnost dislokací k příčnému skluzu a šplhání. Přísady v kovech s kubickou plošně středěnou mřížkou snižují zpravidla hodnotu energie vrstevných chyb a tím snižují pohyblivost dislokací.

Dynamické zotavení při tváření za tepla podporuje[4]:

- vysoká energie vrstevných chyb,
- vyšší teploty tváření,
- vyšší deformační napětí,
- vyšší obsah vakancí.

2.1.5.2 DYNAMICKÁ REKRYSTALIZACE

Při omezeném průběhu dynamických zotavovacích procesů se postupně v tvářené oceli zvyšuje hustota dislokací a úroveň vnitřní energie, odpovídající kritickému stupni deformace ϵ_{kr} , se vytvoří příznivý stav pro tvorbu zárodků a jejich růst ještě během plastické deformace. Velikost kritické deformace je pro dynamickou rekrytalizaci větší než pro statickou rekrytalizaci. Dynamickou rekrytalizací vznikají nová zrna, úplněji odstraní zpevnění a zvyšují se plastické vlastnosti.

Nukleace probíhá přednostně na hranicích původních zrn a u hrubých intermetalických fází, kde se dosáhne nejdříve kritické hodnoty deformace. S rostoucí deformací se nukleace postupně rozšiřuje i do dalších oblastí, např. do kluzných rovin. Dynamická rekrytalizace je procesem spojitě probíhající nukleace a omezeného růstu zrn. Dynamicky rekrytalizovaná zrna rostou do určité velikosti, odpovídající podmínkám deformace, především velikosti deformace. Tím se liší od průběhu růstu zrn při statické rekrytalizaci, při níž zrna rostou až do vzájemného styku.

Dynamická rekrytalizace je hlavním mechanismem uzdravení při tváření kovů s nízkou energií vrstevných chyb, jako např. Fe γ , Cu, Ni.

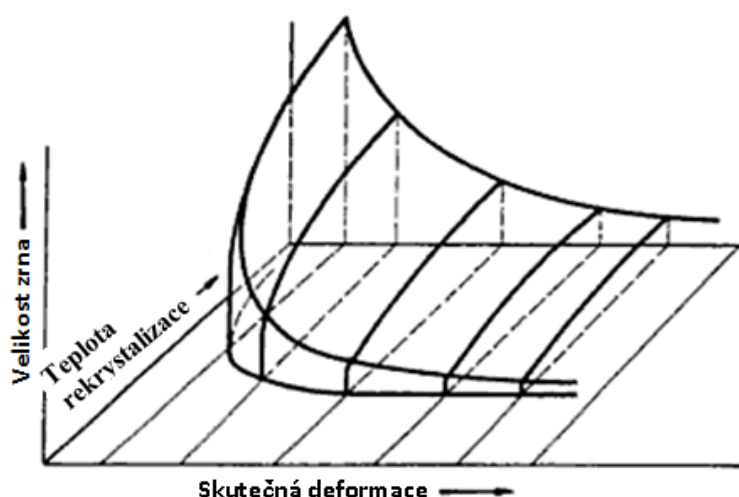
Předpoklady pro průběh pro průběh dynamické rekrytalizace [4]:

- nízká energie vrstevných chyb,
- velikost deformace nad $\varepsilon_{kr} R_D$,
- vysoké teploty.

Kinetiku dynamické rekrytalizace urychluje:

- vyšší velikost a rychlost deformace,
- vyšší teploty,
- nižší velikost výchozího zrna,
- nižší obsah legovaných prvků (zejména Cr, Mo, Nb, Ti),
- vyšší stupeň čistoty oceli.

Vztah mezi velikostí zrna, teplotou rekrytalizace a deformací je znázorněn třírozměrným diagramem na **obr. 2.6** [7].



Obr. 2.6 Schéma diagramu rekrytalizace [7]

2.1.6 UZDRAVUJÍCÍ PROCESY PO TVÁŘENÍ ZA TEPLA

Dynamické uzdravovací procesy neodstraní úplně zpevnění během plastické deformace za tepla, další uzdravení (změkčení) se děje statickými uzdravovacími pochody po plastické deformaci.

Jejich mechanismus a kinetika závisí především na konečné hustotě dislokací po tváření za tepla, strukturním stavu, teplotě a ochlazovací rychlosti.

Uzdravení po tváření za tepla se děje:

- statickým zotavením,
- statickou rekrytalizací,
- metadynamickou rekrytalizací.

Veškerá tato uzdravení jsou znázorněna v diagramu na **obr. 2.7**.

Statické zotavení je hlavním mechanismem v případě, jestliže velikost deformace nepřekročí kritickou deformaci pro vznik statické rekrytalizace.

Za podmínky: $\varepsilon_{krit\ Rs} < \varepsilon_{skut} < \varepsilon_{krit\ Rd}$,

kdy velikost deformace převyšuje kritickou deformaci pro rekrytalizaci statickou, ale nedosahuje ještě kritickou deformaci pro dynamickou rekrytalizaci, probíhá uzdravovací proces ve dvou stupních:

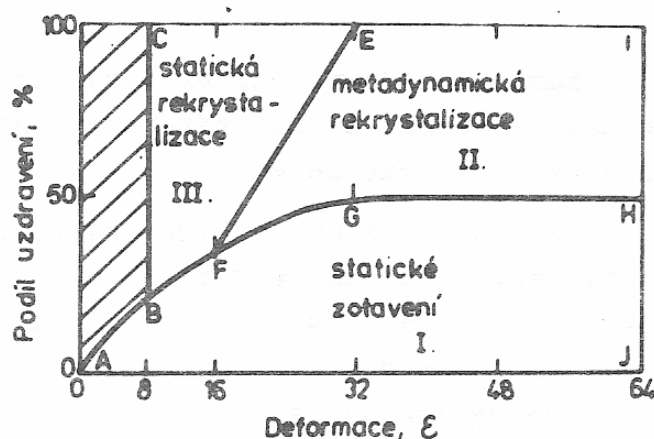
statické zotavení – (inkubační doba) – statická rekrytalizace

Překročí-li velikost deformace hodnotu ε_{kritRd} , objevuje se nový mechanismus rekrytalizace, nazývaný metadynamickou rekrytalizací. Zárodky pro metadynamickou rekrytalizaci (R_{MD}) jsou zrna, vzniklá dynamickou rekrytalizací při tváření. Předpokladem pro vznik metadynamické rekrytalizace po tváření je tedy průběh dynamické rekrytalizace během tváření. Metadynamické rekrytalizace nevyžaduje proto inkubační dobu a její průběh je rychlejší.

Uzdravení pak probíhá ve třech stupních:

Statické zotavení – metadynamická rekrytalizace – statická rekrytalizace

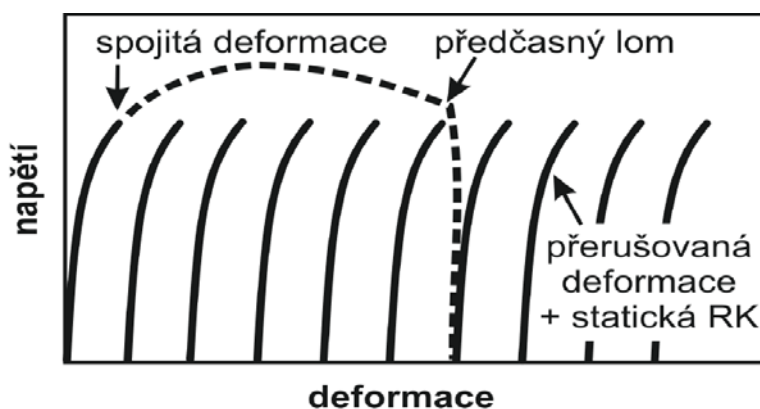
Při vysokých deformacích $\varepsilon_{krit\ Rs} \gg \varepsilon_{krit\ Rd}$ je převládajícím mechanismem metadynamická rekrytalizace na úkor statické rekrytalizace [8].



Obr. 2.7 Schematické vyjádření vztahu mezi mechanismy uzdravení a velikostí deformace do přerušení

2.1.7 VLIV UZDRAVOVACÍCH PROCESŮ NA TVAŘITELNOST A VLASTNOSTI MATERIÁLU

Uzdravovací procesy změkčují deformačně zpevněný materiál, snižují jeho deformační odpor a obnovují jeho plastické vlastnosti. Umožňují tedy celkově vysoké stupně protváření při opakované deformaci (při víceúběrových režimech tváření) viz **obr. 2.8**.



Obr. 2.8 Graf závislosti napětí na deformaci při víceúběrovém tváření [2]

S rostoucí rychlostí uzdravování (hlavně rekrytalizace) se všeobecně zlepšuje tvařitelnost materiálu. Při tváření vznikají na hranicích zrn mikrotrhliny, jejichž šíření po hranicích zrn je energeticky ne příliš náročné a tedy snadnější. Rekrytalizace změní hranice zrn a dostane tyto mikrotrhliny do nových poloh, jejich šíření v objemu zrna (transkrystalicky) je pak méně pravděpodobné. Snižuje se tak nebezpečí křehkého interkrystalického lomu [2].

2.2 VLIVY OVLIVŇUJÍCÍ TVAŘITELNOST

Činitelé ovlivňující tvařitelnost se dají rozdělit do čtyř skupin.

a) Fyzikálně – metalurgický charakter oceli:

- chemické složení,
- strukturní stav,
- tepelně aktivované děje.

b) Termomechaničtí činitelé:

- teplota tváření,
- deformační rychlost,
- velikost deformace,
- historie tváření.

c) Napěťový stav.

d) Technologické podmínky.

a₁) Chemické složení oceli - základní a legovací prvky, nečistoty, plyny, stopové prvky, vměštky atd.

a₂) Strukturní stav – makro a mikrostruktura, orientace a velikost zrn, základní strukturní složky atd.

a₃) Tepelně aktivované děje – zpevňovací a uzdravovací procesy, růst zrn, dynamická precipitace atd.

b₁) Teplota tváření – interval tvářecích teplot, teplota ohřevu a doválcovací, teplotní oblasti křehkosti za tepla.

b₂) Velikost deformace – celková a jednotlivá deformace, časový průběh deformací.

b₃) Deformační rychlost

c₁) Hlavní napětí do vnějších sil

c₂) Přídavná napětí – vnější a vnitřní tření, nerovnoměrné deformace, nehomogenita mechanických vlastností.

- Přídavná napětí způsobují vznik tahových napětí, nepříznivě ovlivňujících tvařitelnost.

d₁) Vnější tření na stykové ploše

d₂) Nerovnoměrná deformace

d₃) Geometrie tvářecího procesu

d₄) Historie zpracování – teplotně časový a deformační průběh

d₅) Způsob deformace – spojitý nebo přerušovaný [4]

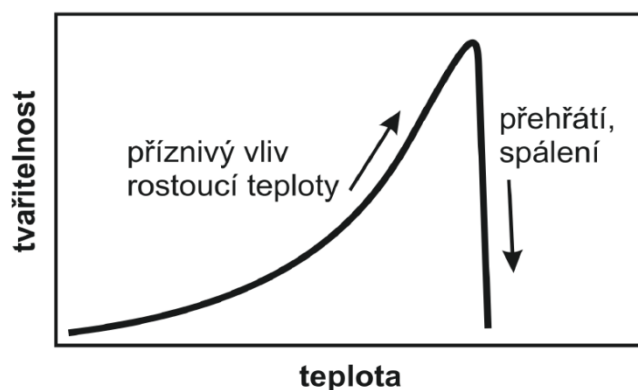
2.2.1 ZÁVISLOST TVAŘITELNOSTI NA TEPLITĚ

Klíčovou roli hraje teplota (zejména interval tvářecích teplot u daného materiálu). Tento parametr ovládá a využívá tvářeč (valcír, kovář apod.). Obecně lze říci, že se zvyšující se teplotou klesají deformační odpory a zlepšuje se tvařitelnost materiálu až do určité teploty T_{max} – proto se značný podíl tvářecích procesů odehrává za tepla.

Se stoupající teplotou roste pohyblivost atomů i dislokací, zrychluje se difúze a tím i uzdravování. Materiál ovšem nelze nahřívat libovolně. Po překročení optimálních teplot dochází k velmi prudkému poklesu tvařitelnosti vlivem dvou možných jevů viz **obr. 2.9**.

Přehřátí znamená abnormální zhrubnutí zrna, které můžeme s obtížemi napravit opatrným tvářením za tepla, při němž opakovanou rekrytalizací postupně zrno zjemňuje. Přehřátý materiál je náchylný k interkrystalickému lomu. Další zvýšení teploty ohřevu může vést až ke spálení.

Při spálení dochází k natavení hranic zrn a při jakémkoliv pokusu o plastickou deformaci k rozdrobení materiálu na jednotlivá zrna. Taková to ocel má plasticitu rovnou nule a proto může být jen přetavena. Hranice zrn jsou při vysokých teplotách náchylnější k natavení než okolní matrice, protože se na ně mohou nastěhovat různé prvky, vměstky a eutektika s nízkou teplotou tání [2].



Obr. 2.9 Závislost tvařitelnosti na teplotě [2]

2.2.2 MOŽNOSTI ZLEPŠENÍ TVAŘITELNOSTI

Zlepšit tvařitelnost oceli můžeme několika možnostmi a to:

- Úpravou konstituce oceli pro dosažení určitých strukturních stavů - eliminace dvoufázových stavů
- Zvýšením mikročistoty oceli - snížením obsahu P a S, dále Cu, Sn a stopových prvků.
- Zpevnění hranic zrn – vyšší čistota oceli a přísady speciálních prvků, jako např. B.
- Speciální přísady pro stabilizaci precipitátů (Ti, Nb, V) a modifikaci vměstků (KVZ, Zr atd.)
- Účinná dezoxidace pro snížení obsahu kyslíku a vytvoření příznivějších oxidů, popř.

oxysulfidů.

- Zjemnění makrostruktury i mikrostruktury, popř. usměrnění lící struktury (např. elektrostruskové přetavování).
- Vytvoření příznivějších napět'ových stavů (úpravou kalibrace, geometrií tvářecích nástrojů).
- Úpravou termomechanických podmínek tváření (dosažení zvýšeného stupně uzdravení mezi jednotlivými průchody, tváření s meziohřevem atd.) [4].

2.2.3 UKAZATELE TVAŘITELNOSTI

Tvařitelnost při hlubokém tažení - hlubokotažnost, při válcování - válcovatelnost, při kování - kovatelnost, pěchovatelnost. Míru tvařitelnosti určují tzv. ukazatele tvařitelnosti.

Může jí být: mezní poměrná deformace při válcování, kování nebo tažení, mezní součinitel hlubokého tažení, prohloubení při Erichsenově zkoušce atd. Ukazatele tvařitelnosti se zjišťují při tzv. napodobujících zkouškách [9].

2.2.4 ZKOUŠKY TVAŘITELNOSTI

U zkoušek tvařitelnosti nás budou především zajímat zkoušky tvařitelnosti za tepla. Nejčastěji se používá zkouška tahem, zkouška tlakem, zkouška krutem, rázová zkouška v ohybu za tepla a klínová válcovací zkouška. Pro náš následující experiment nás nejvíce bude zajímat technologická zkouška a to klínová válcovací zkouška.

Principem klínové válcovací zkoušky je dosažení velké škály deformací (výškových úběrů v rozmezí 0 až asi 90 %) jedním válcovacím úběrem. Toho lze dosáhnout válcováním hranolovitého vzorku v excentrickém kalibru, nebo (jednodušeji) válcováním klínovitého vzorku na cylindrických válcích. Na tvařitelnost lze usuzovat nejčastěji z výskytu trhlin na bočních (volně se šířících) stranách vývalku. Tato zkouška je z hlediska tvařitelnosti vcelku málo citlivá, proto je vhodné opatřit boční stěnu vyfrézovanými vruby, coby iniciátory trhlin viz **obr. 2.10** [2].



Obr. 2.10 Klínový vzorek s vyfrézovanými vruby

2.2.5 LOMOVÉ KRITÉRIA

Všechna kritéria jsou postavena na předpokladu, že poškození vznikající během deformace vedou ke vzniku trhlin. Většina kritérií je počítána jako integrál, reprezentující časovou závislost napětí na deformaci. Trhlina vznikne, jestliže hodnota integrálu překročí kritickou hodnotu C . V odborné literatuře je možno nalézt celou řadu vzorců pro výpočet kritérií, jedním z nich je Oyanovo kritérium:

$$\int_0^{\varepsilon_i(t)} \left(1 + A \frac{\sigma_h}{\sigma_i}\right) d\varepsilon_i(t) \geq C$$

(1)

kde: ε_i – intenzita deformace, σ_h – střední (hydrostatické) napětí, σ_i – intenzita napětí

Podle tohoto vzorce dochází v materiálu ke ztrátě koheze po překročení kritické hodnoty C . V obvyklých případech C je konstantní pro daný materiál. Obecně lze ale kritickou hodnotu vyjádřit takto:

$$C = f(M, T, \dot{\varepsilon}) \quad (2)$$

kde: M – je metalurgický charakter kovu (chemické složení, čistota, struktura), T – je teplota, $\dot{\varepsilon}$ – rychlost deformace.

V literatuře je pro stanovení závislosti (2) využívána inverzní analýza. Tedy spojení matematického modelování pomocí programu na bázi FEM a laboratorního modelování na vybraném zařízení. Princip je následující, pomocí matematického modelování se provede analýza laboratorního experimentu. Pro každý uzel se stanoví velikost kritéria, případně další zkoumané parametry (teplota, rychlost deformace, atd.), výsledky se pak porovnají s reálným experimentem, při kterém došlo ke vzniku trhliny. Pomocí zpětné vazby, lze přejít z mikro měřítko na makro měřítko a získat tak informace o vzniku trhliny v jednotlivých krocích. Obecně lze na základě literárních studií říct, že v jednofázové oblasti roste hodnota kritické hodnoty lomového kritéria s rostoucí teplotou a s klesající rychlostí deformace.

Dále je používáno Lathamovo-Cockroftovo kritérium charakterizované následující rovnicí:

$$\int_0^{\varepsilon_i(t)} \sigma_1 * d\varepsilon_i(t) \geq C \quad (3)$$

kde: σ_I – největší hlavní napětí, C – kritická hodnota, ϵ_i – deformace [10]

3. OHŘEV, RYCHLOST OHŘEVU

3.1 ZÁKLADNÍ PODMÍNKY OHŘEVU

Pro dosažení žádaných jakostních a ekonomických ukazatelů ohřevu jsou rozhodující tyto činitelé:

- a) výška teploty ohřevu
- b) rychlost ohřevu
- c) celková doba ohřevu
- d) přípustná teplota pece při sázení [8]

3.1.2 METALURGICKÉ ZÁSADY OHŘEVU

Hlavním cílem ohřevu před tvářením za tepla je snížení přetvárného odporu při současném zvýšení tvařitelnosti oceli. Difuzní děje probíhající za vysokých teplot, přispívají ke zlepšení jakosti ohřívané oceli. Nastává částečná homogenizace chemické a strukturní nestejnorodosti. Částečně nebo úplně se rozpouštějí precipitáty, např. karbidy a karbonitridy, případně i vměstky, především oxidy a sirníky. Zlepšuje se i jakost hranic zrn snížením výskytu mřížkových poruch a rozpuštěním nečistot na hranicích zrn.

Využitím maximálních teplot ohřevu se sníží spotřeba energie a opotřebení tvářecích nástrojů. Zvýšení rychlosti ohřevu zvyšuje výkon ohřívacích pecí, snižuje ztráty oceli opalem a omezuje průběh fyzikálně chemických dějů na povrchu ohřívané oceli (oduhličení, nauhličení) [8].

3.2.1 RYCHLOST OHŘEVU

Přípustná rychlost ohřevu závisí především na součiniteli teplotní vodivosti a na řadě dalších ukazatelů, z nichž uvedme alespoň fyzikální a mechanické vlastnosti oceli, rozměry polotovaru, konstrukci pece, způsob ohřevu a podmínky sdílení tepla z pece na ohřívané těleso. Čím větší je rychlost ohřevu, tím kratší je doba ohřevu, což lze přivítat, ale tím větší je teplotní rozdíl mezi povrchem a jádrem ohřívajícího tělesa, což vede ke vzniku nežádoucích tepelných pnutí, která ohrožují soudržnost ohřívajícího tělesa [4].

3.2.2 DOBA OHŘEVU

Tato doba má být co nejkratší, aby se dosáhlo nejmenšího zokujení a nejmenší spotřeby tepelné energie, ale natolik dlouhá, aby se dosáhlo předepsané tvářecí teploty, rovnoměrného

prohřátí ($\Delta T < 50 \text{ K}$) a nejmenšího tepelného pnutí. U některých legovaných ocelí musí doba ohřevu zabezpečit požadované strukturní změny (vzájemný poměr austenitu a feritu u korozivzdorných ocelí), rozpuštění karbidů (rychlořezné oceli) či karbonitridů (mikrolegované oceli). Prodloužení doby ohřevu je zcela nežádoucí u ocelí zvláště náchylných k růstu zrna (feritické chromové a křemíkové oceli) nebo k oduhličení (vysokouhlíkové nástrojové oceli).

Stanovení optimální doby ohřevu není jednoduché, neboť i při uplatnění moderních výpočtových metod je nezbytné vypočtené hodnoty poopravit řadou součinitelů zahrnujících vliv konkrétních provozních podmínek [4].

3.2.3 TEPELNÉ PNUTÍ

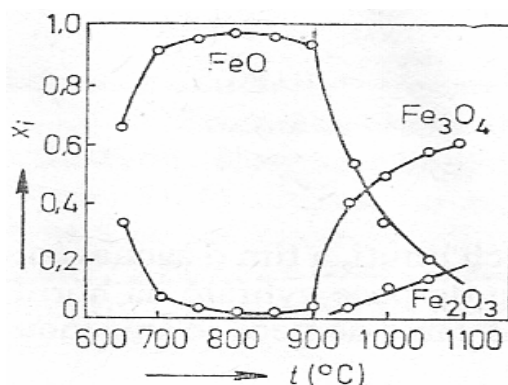
Tepelná pnutí vznikají v ohřívaném tělese následkem zvětšení jeho objemu. Na vyšší teplotu zahřáté povrchové vrstvy mají tendenci zvětšovat svůj objem, čemuž však brání ještě neprohřátá oblast v ose, takže na povrchu vznikají tepelná pnutí tlaková a v ose tepelná pnutí tahová, která jsou nebezpečná zejména v teplotní oblasti 0 až 500 °C, kdy je ocel v pružném stavu.

3.3 PRŮVODNÍ JEVY

Průvodní jevy ohřevu je vznik okují. Vznik okují je především ovlivněn dobou ohřevu, teplotou a atmosférou peci, kterou lze na druhou stranu tento vznik značně ovlivnit. Ztráta kovu na jeden ohřev představuje 1 ÷ 3 %. Před další zpracováním výkovku je nutné okuje odstranit (očistit), aby nedošlo k jejich zatlačení do povrchu výkovku. Mezi průvodní jevy patří: opal, oduhličení, přehřátí a spálení oceli [11].

3.3.1 OPAL

Opal vzniká oxidací povrchových vrstev ohřívaného tělesa v pecní atmosféře obsahující volný kyslík, CO₂ a vodní páru. Vzájemný podíl postupně od základního kovu k atmosféře vznikajících oxidů železa, FeO, Fe₃O₄ a Fe₂O₃ se mění s teplotou podle **obr. 3.1** [1].



Obr. 3.1 Molární podíl jednotlivých složek okují v závislosti na teplotě [1]

Ztráty oceli opalem dosahují v celém výrobním cyklu 3 až 5 % celkové výroby. Představují nejen značné finanční ztráty, ale i nebezpečí zhoršení povrchové jakosti zaválcováním okují obnažením podpovrchových vad, především bublin a vměstků. Okuje dále snižují životnost tvářecích nástrojů, například válců, a v pecích snižují životnost vyzdívky a způsobují narůstání pecní půdy.

Opal vzniká oboustrannou difúze železa je rozhodující. Vznikající okuje jsou složeny ze tří vrstev:

FeO – wüstit,

Fe₃O₄ – magnetit (FeO*Fe₂O₃),

Fe₂O₃ – hematit.

Horní vrstvu okují tvoří Fe₂O₃, stálý od nízkých teplot do teploty tavení 1565 °C. Od povrchu směrem k železu vznikají oxidy s nižším stupněm oxidace a to Fe₃O₄, stálý v celém rozsahu teplot do teploty tavení 1538 °C a FeO, stálý nad 570 °C (bod tavení 1377 °C). Oxidy Fe₂O₃ a Fe₃O₄ tvoří kompaktní vrstvu zaujímající 10 %, případně 10 až 40 % celkové vrstvy okují. Hlavní složkou okují je wüstit FeO, tvořící poresní vrstvu o tloušťce 50 až 90 % z celkové vrstvy okují. Okuje obsahují i oxidy dalších příměsových prvků, případně i sulfidy a další nečistoty, snižující teploty tavení okují.

Okuje se tvoří buď při ohřevu (okuje pecní – primární), nebo vznikají během válcování a ochlazování (okuje sekundární).

Při oxidaci železa se vybaví následující množství tepla (na 1 kg železa).

Při tvorbě	FeO	4815 až 5003 kJ/kg
	Fe ₃ O ₄	5799 až 6636 kJ/kg
	Fe ₂ O ₃	6365 až 7490 kJ/kg

Na tvorbu okují mají hlavní vliv tyto činitele:

a) teplota ohřevu,

- b) doba ohřevu,
- c) složení pecní atmosféry,
- d) chemické složení oceli [8].

3.3.2 ODUHLIČENÍ

Oduhličení ochuzuje povrchové vrstvy ohřívaného polotovaru o uhlík, což vede ke snížení pevnosti a nejednou i ke zborcení takto postižené součásti nebo ke vzniku kalících trhlin. Zvlášť nepříznivě se projevuje u cyklicky namáhaných součástí, například pružin a nástrojů. Oduhličené vrstvy se při určitém zatížení deformují plasticky, kdežto zbývající materiál pružně, což po určité době vede ke vzniku povrchových trhlin.

Ocel se oduhličuje působením CO_2 a H_2O (především), O_2 a H_2 (v menší míře). Oduhličená vrstva, jejíž tloušťka nepřesahuje 2 mm, se objevuje pod okujemi. Za vysokých teplot je rychlost oxidace větší než rychlost oduhličení, takže pod tlustší vrstvou okují je oduhličení sotva patrné. Za nižších teplot převládá naopak oduhličení nad oxidací

Čím nižší je obsah uhlíku, tím vyšší je poměrné oduhličení. U vysokouhlíkových ocelí se totiž úbytek uhlíku v povrchové vrstvě vyrovnává difuzí ze základního kovu následkem většího koncentračního spádu. Oduhličení podporují přísadové prvky podněcující aktivitu uhlíku v austenitu (Si, W, Mo), opačně působí chrom [4].

3.3.3 PŘEHŘÁTÍ

K přehřátí dochází při dlouhé době ohřevu nebo při ohřevu oceli těsně nad horní tvářecí teplotou, kdy hrubne austenitické zrna, což má za následek prudké zhoršení houževnatosti oceli. Obvykle jsou teploty přehřátí přibližně 100 – 150 °C pod teplotou spálení oceli, což bývá 1350 – 1450 °C. Překrystalizací austenitického zrna po následném ochlazování vznikne charakteristická jehlicovitá struktura, jejíž nepříznivé vlastnosti lze napravit normalizačním žháním. Toto první stádium přehřátí se označuje jako přehřátí bez ovlivnění hranic zrn.

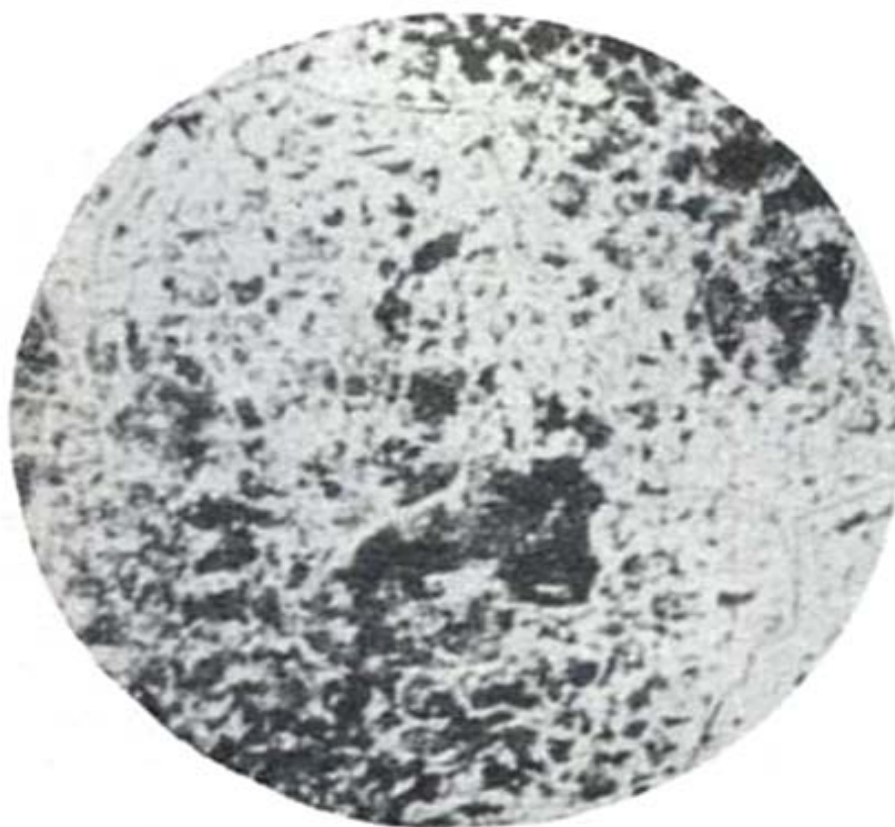
Druhé stádium, přehřátí s ovlivněním hranic zrn, zanechává již v oceli trvalé následky. Jeho příčinou je síra (FeS , MnS), která se pod teplotou solidu rozpouští v oceli a difunduje na hranice zhrublého austenitického zrna, které se vyznačuje nižší povrchovou energií. Při následném ochlazování se síra vylučuje na hranicích austenitického zrna v podobě sulfidů, avšak ve zvýšené koncentraci. Sulfidy pak prostupují feritickým sítvím a oslabují jeho soudržnost, což se projevuje snížením plastických vlastností oceli, zejména vrubové houževnatosti.

K přehřátí s neodstranitelným ovlivněním hranic zrn jsou náchylné především oceli s nižším obsahem manganu, v nichž se síra váže na nízkotavitelný sulfid FeS a z legované oceli pak oceli s přísadou niklu [4].

3.3.4 SPÁLENÍ

Pokud se při ohřevu překročí nedopatřením teplota solidu, byť jen místně, dochází ke spálení oceli, čímž se rozumí její znehodnocení a v podobě naprostého porušení soudržnosti. Ocel se někdy doslova rozsype na jednotlivá zrna v důsledku natavení jejich hranic, kde se kromě dříve rozpuštěné síry začne rozpouštět i fosfor a to difúzí z nitra zrn.

Spálení ocelí probíhá v okolí teplot 1350 – 1450 °C. Taková to spálená ocel má plasticitu rovnou nule. Tento jev je již nevratný, na rozdíl od jevu přehřátí oceli a proto může být jen přetavena. Hranice zrn jsou při vysokých teplotách náchylnější k natavení než okolní matrice, protože se na ně mohou nastěhovat různé prvky, vměstky a eutektika s nízkou teplotou tání [2,4]. Příklad spálené oceli viz **obr. 3.2**.



Obr. 3.2 Mikrostruktura spálené oceli [12]

4. OCEL 42CrMo4

Zkoumaná ocel 42CrMo4 je nízkolegovaná ušlechtilá chrómmolybdenová ocel určená k zušlechťování. Je to ocel s vyšší prokalitelností pro výše namáhané strojní díly. Po zakalení dosahuje tvrdosti přibližně 58 HRC. Do průměru 100 mm lze po zušlechtění docílit pevností nad 1000 MPa při ještě dostatečné houževnatosti. Není náchylná k popouštěcí křehkosti. Kalí se do méně razantního kalicího prostředí, poněvadž je náchylná ke vzniku kalicích trhlin v místech s vrubovým účinkem nebo povrchových vad. V kaleném stavu dobře odolává opotřebení. Patří k nejčastěji používané oceli k zušlechťování.

Obrobitelnost - obrábí se ve stavu žíhaném na měkko. Při nižších pevnostech lze obrábět i ve stavu zušlechtěném. Zlepšenou obrobitelnost vykazuje ocel 42CrMoS4 se zvýšeným obsahem S. Díly, které se zušlechťují na vyšší pevnost se nejprve předhrubují ve stavu žíhaném a dokončí po zušlechtění.

4.1 CHRÓM A MOLYBDEN – JEJICH VLIV A VLASTNOSTI

4.1.1 POZITIVNÍ VLIV

a) Molybden :

- 4-6 % - zvýšení odolnosti austenitických ocelí proti bodové korozi
- 3-4 % - zvýšení odolnosti chromniklových ocelí proti korozi
- 0,5-1 % - zvýšení žárupevnosti nízkolegovaných ocelí
- 0,3-0,5 % - zvýšení popouštěcích teplot, odstranění popouštěcí křehkosti konstrukčních ocelí

b) Chrom :

- 11 % - korozi-vzdornost
- 6 % - žáru-vzdornost
- 2 % - odolnost proti vodíku
- 0,3-0,8 % - zlepšení prokalitelnosti, mechanických vlastností, žárupevnosti, odolnost proti opotřebení

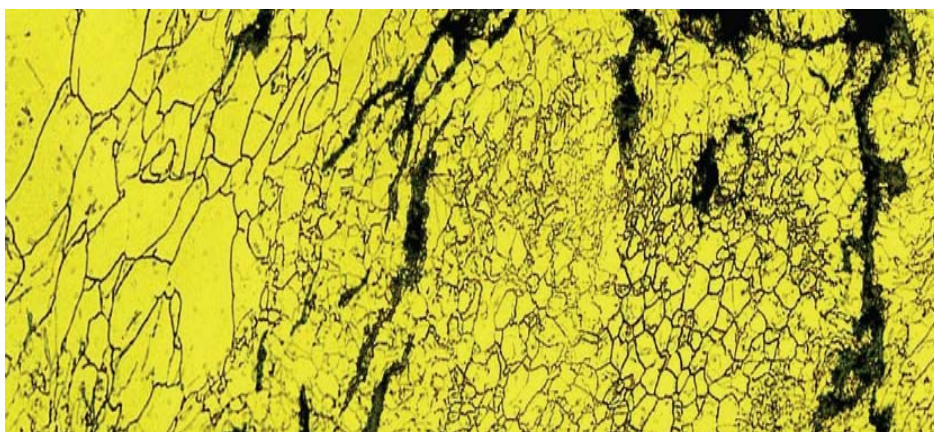
4.1.2 NEGATIVNÍ VLIV

a) Molybden:

Karbidy molybdenu se vyskytují často v nástrojových a žárovevných ocelích. Molybden je silně feritotvorný a rozšiřováním oblasti dvoufázových struktur zásadně snižuje plasticitu. Zúžuje interval tvářecích teplot, brzdí rekrytalizaci a zvyšuje deformační odpory. Eutektika obsahující MoS_2 a vytvářejí nízkoteplotní síťoví po hranicích zrn hlavně v jádru odlitku - viz **obr. 4.1**.

b) Chróm:

Nebezpečný může být při vzniku nízkotajícího oxidu Cr_2O_3 . Díky své feritotvornosti zásadně ovlivňuje strukturní stav a snižuje tvařitelnost především u dvoufázové oceli (ferit + austenit). Feritická zrna mají tendenci při tváření spíše zotavovat než rekrytalizovat, což napomáhá vzniku lomu - viz **obr. 4.2** [2].



Obr. 4.1 Rozvětvené trhliny na vzorku korozivzdorné oceli Cr-Ni-Mo [2]



Obr. 4.2 Interkrytalické trhliny, občas přecházejí až v trhliny transkrytalické [2]

5. PRAKTICKÁ ČÁST

5.1 ÚVOD A POPIS EXPERIMENTU

Hlavním úkolem tohoto experimentu je zkoumání tvařitelnost oceli 42CrMo4 na klínových vzorcích. Klínová válcovací zkouška probíhala ve školní laboratoři na válcovací stolici duo. Pro ohřev klínových vzorků byla použita laboratorní pec s maximální teplotou 1340 °C. Cílem je stanovit příčinu vzniku trhlin při válcování, zkoumání vlivů, které mohou ovlivnit tvorbu trhlin v materiálu. Tyto vlivy mohou být například teplota, doba ohřevu, deformační rychlost či velikost deformace při podélném válcování.

Během pokusu nás budou zajímat vruby na klínech. V těchto místech budeme očekávat tvorbu trhlin. Vruby nám slouží jako iniciátor trhlin.

5.2 POPIS POUŽITÉHO ZAŘÍZENÍ

Válcovací stolice K350 - je to tzv. modifikovaná válcovací stolice v geometrické podobnosti 1:15 ke kvartu 3,5 m v a.s. Vítkovice. Používá se především k vratnému tváření rozměrnějších plochých vývalků za tepla. Stolicí lze operativně přestavět na konfiguraci duo, kdy se opěrné válce používají jako pracovní. Velikost válců $D = 150$ mm. Části stolice **obr. 5.1** až **obr. 5.3**.

Atypická mobilní pec **LAC L09V** s regulátorem MIKROTHERM 825 a ochrannou atmosférou (Ar); užitečná plocha nístěje 190 x 340 mm, max. teplota 1340 °C.

Dva brousící přístroje **METASINEX** s dvěma brusnými kotouči **obr. 5.4**.

Dva leštící přístroje **MONTASUPAL** s jedním leštícím kotoučem **obr. 5.5**.

Mikroskop **Carlzeiss JENA** německé výroby **obr. 5.6**.



Obr. 5.1 Válcovací stolice K350



Obr. 5.2 Zadní část válcovací stolice
s vyválcovaným klínem



Obr. 5.3 Ovládací panel válcovací stolice



Obr. 5.4 Brousící přístroj
Metasinx



Obr. 5.5 Leštící přístroj



Obr. 5.6 Mikroskop
Carlzeiss JENA

5.3 POPIS KLÍNOVÝCH VZORKŮ

Tyto klínové vzorky jsou vyrobeny z kruhových kontisliťků, původem z Třineckých železáren a.s. viz **obr. 5.7** a **obr. 5.8**. Jsou to nízkolegované oceli typu Cr-Mo, které se používají k výrobě důležitých částí technických zařízení v různém odvětví.



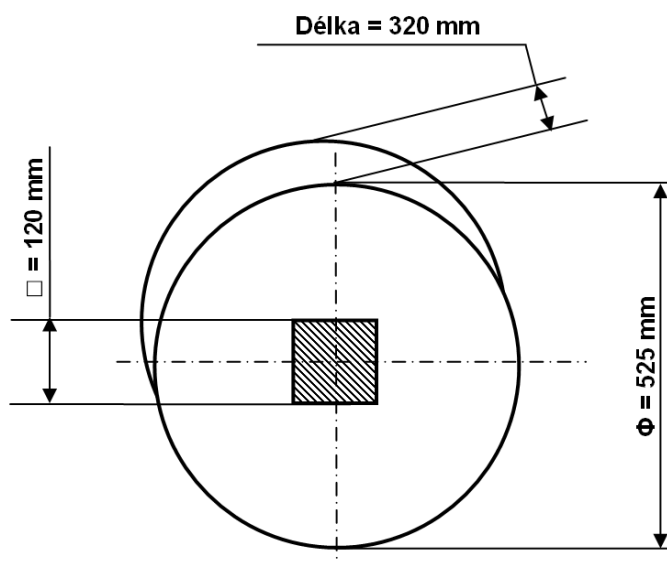
Obr. 5.7 Ohřáté kruhové kontisliťky



Obr. 5.8 Kruhové kontisliťky [13]

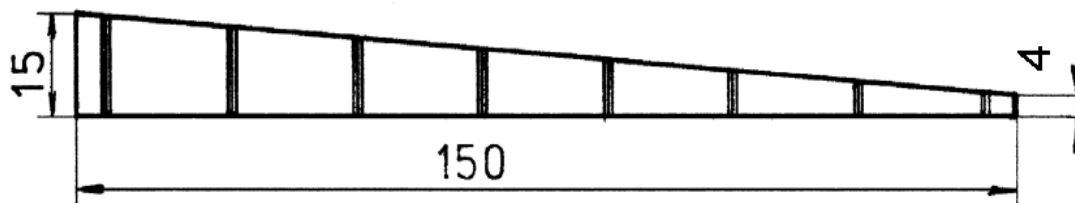
V TŽ, a.s. byl odebrán materiál na vzorky ze středu **obr. 5.9** výše zmíněných kruhových kontisliťků, protože uprostřed těchto kontisliťků se objevují trhliny. A naším cílem je zjistit důvod a příčiny tohoto vzniku trhlin a co tento vznik ovlivňuje.

Rozměry klínů by měly být přibližně stejné a rozdíly mezi nimi zanedbatelné pro následující experiment. Délka vzorků je 150 mm, šířka 15 mm, počáteční a koncová výška klínu je 4,2 mm a 15,1 mm viz **obr. 5.10** a **5.11**.

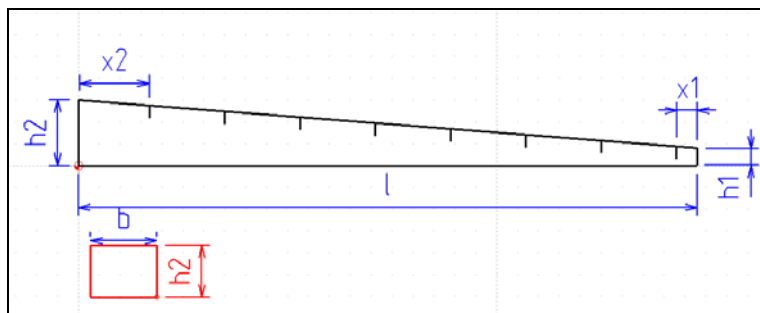


Materiál 42CrMo4 (30CrMo4)

Obr. 5.9 Znárodnění použité části kontisliťku na vzorky



Obr. 5.10 Ukázka tvaru a rozměrů klínu



Obr. 5.11 Schéma klínu a jejich přesné rozměry

Do klínových vzorků bylo vyfrézováno 8 vrubů, přičemž vrub slouží jako iniciátor trhlin. Vrubu jsou od sebe vzdáleny přibližně 20 mm, krom okrajových vrubů. Přesné rozměry všech válcovaných klínů jsou uvedeny v **tabulce 1**. Přesné chemické složení je uvedeno v **Tabulce 2**.

Tabulka 1 Rozměry válcovaných klínů

Klínové vzorky						
	h_1	h_2	b	l	x_1	x_2
1	4,32	15,15	15,17	148,70	4,36	3,36
2	4,31	15,18	15,07	147,05	5,74	0,80
3	4,20	15,30	15,11	147,20	4,46	2,03
4	4,30	15,03	15,14	147,00	0,71	5,62
5	4,28	15,31	15,15	149,01	5,85	2,15
6	4,25	15,25	15,23	147,80	4,35	2,40
7	4,20	15,08	15,07	146,87	0,58	5,53
8	4,18	15,20	15,07	150,39	4,27	4,92
9	4,33	15,09	15,13	148,27	2,14	4,66
10	4,10	15,18	15,12	148,70	5,75	1,75
11	4,21	15,20	15,12	148,20	4,30	2,82

Tabulka 1 - pokračování *Rozměry válcovaných klínů*

Klínové vzorky						
	h_1	h_2	b	l	x_1	x_2
12	4,22	15,17	15,08	150,45	6,45	2,63
13	4,23	14,82	15,12	148,39	4,55	3,19
14	4,31	15,07	15,09	146,85	5,25	0,70
15	4,18	14,91	15,02	150,15	5,05	3,40
16	4,20	15,20	15,16	149,31	3,00	5,91
17	4,15	15,14	15,12	150,16	4,29	5,31
18	4,13	15,12	15,07	148,70	4,63	3,25
19	4,25	15,25	15,08	148,00	2,39	4,60
20	4,23	15,14	15,15	149,06	2,30	5,95
21	4,26	15,04	15,11	148,28	4,57	2,92
22	4,12	15,14	14,99	149,44	2,41	5,72

Tabulka 2 *Přesné složení zkoumané oceli 42CrMo4 a z ní vyrobených klínů*

TAVBA	DPT	C	MN	Al	Al_SOL	Mo
T10606	4745	0.43	0.81	0.032	0.032	0.225
W	V	Ti	Si	P	S	Cu
0.01	0.007	0.0013	0.261	0.012	0.015	0.02
Cr	Ni	Co	As	Sn	B	Nb
1.9	0.02	0.004	0.002	0.001	0.0002	0.002

5.4 ANALÝZA POČÁTEČNÍHO STRUKTURNÍHO STAVU

5.4.1 METALOGRAFICKÁ ZKOUŠKA

Veškeré práce s materiálem byly prováděny ve školních laboratořích a to v Metalografické laboratoři a v laboratoři Kování a válcování.

Metalografickou zkoušku provedeme s cílem zjistit a vyhodnotit mikrostrukturu oceli v litém stavu, případně popsat vady v oceli. K dispozici budeme mít dva vzorky materiálu s viditelnými trhlinami **obr. 5.12** a **obr. 5.13**.

Tyto dva vzorky následně nařežeme na 6 menších částí z důvodu lepší manipulace při metalografické zkoušce.

**Obr. 5.12** *Výrazná táhlá dutina na vzorku v podélném směru*



Obr. 5.13 Vzorek s malými trhlinami v příčném směru

Samotná zkouška se skládá:

Broušení - bylo prováděno na 2 broušících přístrojích METASINEX, které se skládají ze dvou brusných kotoučů. Během broušení jsme použili brusné papíry různých drsností 60, 120, 320 a 600. Následně jsme dobrušovali na papírech pro jemné broušení o drsnosti 800, 1200, 2000 a 2500. Broušený vzorek otáčíme při broušení o 90°. Cílem bylo, dosáhnou hladšího povrchu vzorku.

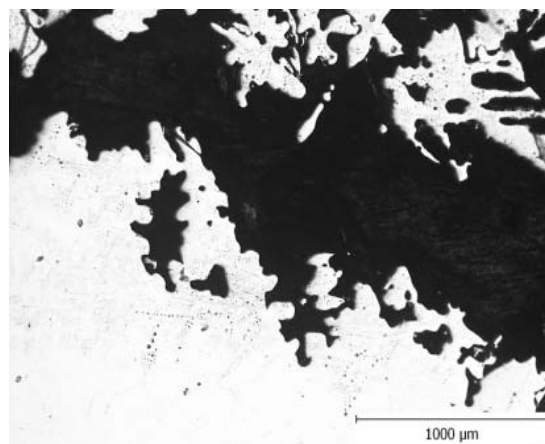
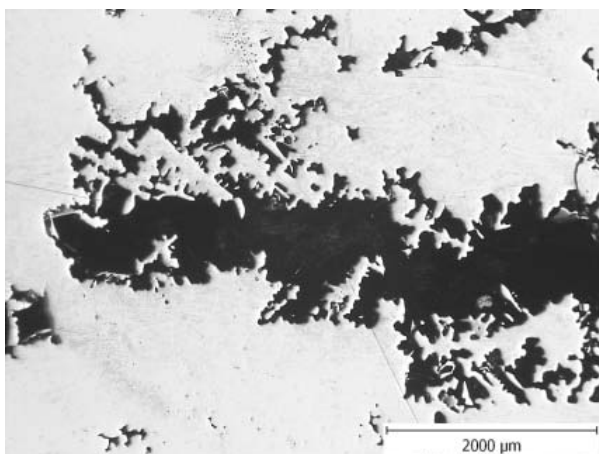
Leštění - bylo prováděno na dvou přístrojích MONTASUPAL. Leštění bylo prováděno na leštícím rotačním kotouči, na který se nalila emulze $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{H}_2\text{O}$. Vzorky jsme pravidelně kontrolovali na mikroskopu Carlzeiss Jena, z důvodu ujištění, že leštěný materiál neobsahuje rýhy po broušení.

Po leštění následuje jako další operace očištění vzorku vodou a lihem. Vzorek jsme okamžitě vysušili horkým vzduchem od vlhkosti.

Posledním krokem je naleptání očištěného povrchu vzorku. Vzorek byl ponořen na 13 sekund do naleptávající látky (HCl , H_2O , Lih , CuCl_2).

Cílem všech těchto operací je získání mikrostruktury, kterou budeme zkoumat pod mikroskopem.

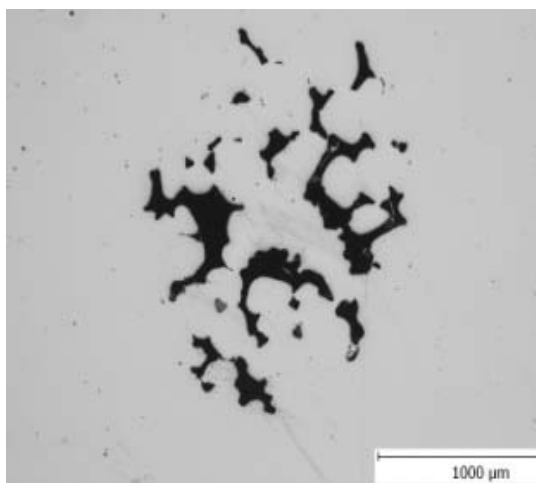
Po prozkoumání naleptaných vzorků bohužel struktura nevystoupila, což bylo způsobeno pravděpodobně slabou naleptávající látkou **obr. 5.14** a **obr. 5.15**. Celý proces leštění a naleptávání musel být proto opakován s použitím silnějšího naleptávacího.



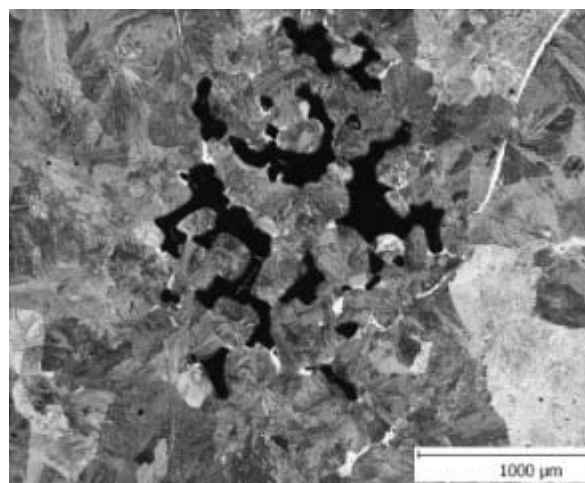
Obr. 5.14, 5.15 Naleptané vzorky bez vystouplé struktury – okolí dutiny

5.4.2 VYHODNOCENÍ SNÍMKŮ

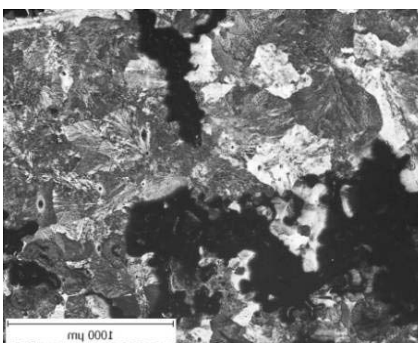
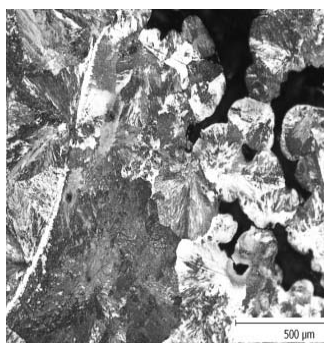
Při analýze struktury ze snímků lze určit přítomnost vnitřních vad, jako jsou řediny a dále přítomnost feritu, který k tvorbě mikrotrhlin přispívá - viz **obr. 5.16 – 5.20**. Záleží ovšem na velikosti vzniklých poměrných deformací a také na jeho poloze vůči ose válcování a jemnosti struktury.



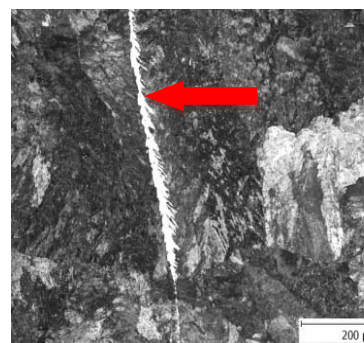
Obr. 5.16 Vzorek bez vystouplé struktury



Obr. 5.17 Vzorek se strukturou



Obr. 5.18, 5.19 Vystouplá struktura – velký výskyt ředin a feritu



Obr. 5.20 Pilový ferit

5.5 LABORATORNÍ VÁLCOVÁNÍ

Hlavní podélné válcování proběhlo v rozmezí teplot 960 – 1200 °C a jeden vzorek při teplotě 1300 °C. Celkově bylo válcováno 17 klínových vzorků. Dále jsme vyzkoušeli válcovat za nižších teplot v rozmezí 800 – 950 °C a za zvýšených teplot na hranici tvařitelnost při 1340 °C.

Veškeré laboratorní válcování se značně prodlužovalo a to z důvodů málo výkonné pece na ohřev materiálu. Nahřívání pece na vyšší teploty trvalo až 4 hodiny. Časově náročné bylo také vyrovnávání teploty v peci a častý ohřev klínových vzorků.

Během válcování vzorků jsme použili nastavitelná vodítka, která by nám měla dopomoci ke snadnějšímu proválcování vzorků **obr. 5.21**.



Obr. 5.21 Nastavitelné vodítka

5.5.1 OHŘEV VZORKŮ NA TEPLITU 960 – 1300 °C A JEJICH VÁLCOVÁNÍ

První vzorky číslo 1 a 2 byly ohřány v peci na teplotu 1000 °C, otáčky jsou nastaveny na 75 ot.min⁻¹. První vzorek - úběr na výšku $h_1 = 3,3$ mm. Po vyválcování na vzorku jsou náznaky trhlin a malé trhliny, všechny jsou mimo vruby. U vzorku číslo 2. jsme zvětšili deformaci úběrem na tloušťku $h_1 = 2,85$ mm, to se projevilo zvýšením počtu malých trhlin a jejich náznaků **obr. 5.22**.



Obr. 5.22 *Větší trhlina mezi 4 a 5 vrubem*

Následující 4 vzorky byly ohřány na 960 °C. Do pece jsou vkládány po dvou. Většinou jsou klíny v peci 5 min., ale pro jistotu při této snížené teplotě necháváme vzorky prohřát déle, abychom se vyhnuli nerovnoměrnému a nedostatečnému prohřátí klínu. U třetího vzorku je úběr nastaven na $h_1 = 3,30$ mm a u čtvrtého je $h_1 = 3,75$ mm. Po proválcování je na obou vzorcích velké množství trhlin u vzorku č. 3 se objevila jedna velká táhlá trhlina **obr. 5.23** a u vzorku č. 4 se nám podařilo vyvolat trhlinu ve vrubech (v 5 a 7 vrubu) **obr. 5.24**.



Obr. 5.23 *Táhlá trhlina mezi 6 a 7 vrubem*

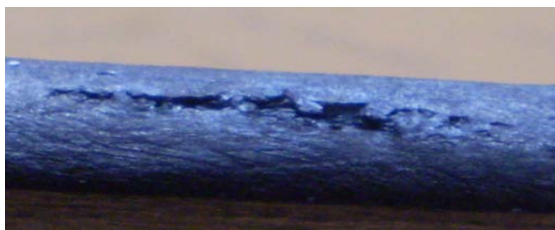


Obr. 5.24 *Dvě trhliny v pátém vrubu*

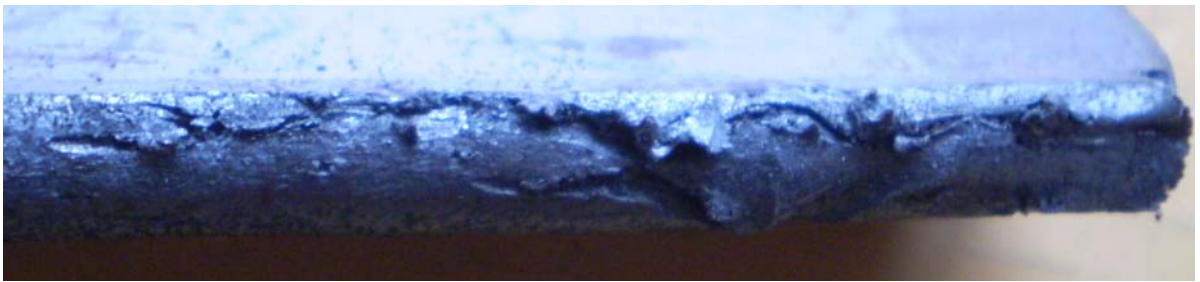
Druhou dvojicí vzorků č. 5 a 6 necháme také přes 5 min. v peci. Následně pak válcujeme na $h_1 = 3,5$ mm a $h_1 = 3,8$ mm s následujícím výsledkem: vzorek č. 5 má velké množství táhlých výrazných trhlin a to i ve vrubech (5, 6, 7) **obr. 5.25** a **5.26**. Vzorek č. 6 je stejně jako předešlý vzorek č. 5 poset výraznými trhlínami opět i ve vrubech na konci vzorku (6, 7 ,8) **obr. 5.27**.



Obr. 5.25 *Výrazná trhlina a to i ve vrubu*



Obr. 5.26 *Táhlá trhlina na konci vzorku*

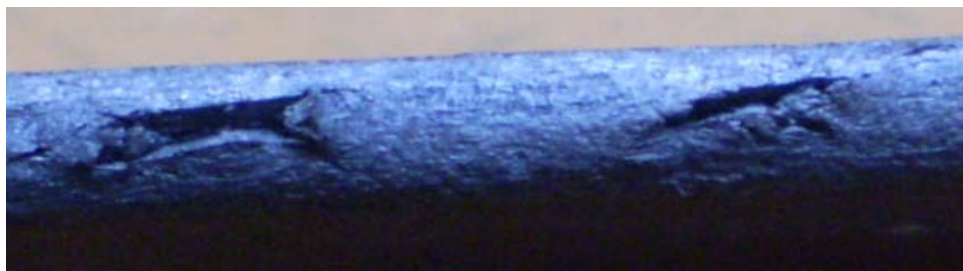


Obr. 5.27 Roztrhaná koncová část klínového vzorku v oblasti posledního 8 vrubu

Vzorky č. 7 a č. 8 byly ohřívány na teplotu 1040 °C. Hodnota úběru byla nastavena na $h_I = 3,85$ mm u klínu č. 7 a $h_I = 3,00$ mm u klínu č. 8. Po proválcování a následném vychladnutí jsme nenašli téměř žádné trhliny, jen z jejich náznaky **obr. 5.28** u vzorku č. 7. Zvětšení deformace u klínu č. 8 mělo pravděpodobně za následek vznik velkého množství trhlín jak ve vrubech (např. 4) tak se objevilo také několik táhlých výrazných trhlín **obr. 5.29** na konci vyválcovaného vzorku.



Obr. 5.28 Jediné trhliny na vzorku č. 7



Obr. 5.29 Dvě táhlé trhliny blízko sebe mezi 7 a 8 vrubem u vzorku č. 8

Následně zvyšujeme teplotu o 40 °C na 1080 °C. Zvýšení teploty trvá přibližně 10 minut. Na tuto teplotu ohříváme 3 klínové vzorky. Vzorky č. 9, 10 a 11. Při této teplotě opět očekáváme výraznější tvorbu trhlín. U vzorku č. 9 byl úběr $h_I = 3,00$ mm, u vzorku č. 10 je $h_I = 3,85$ mm a u vzorku č. 11 je $h_I = 4,40$ mm.

U vzorku č. 9 vyválcovaného při teplotě 1080 °C jsou výrazné trhliny, hlavně na konci vyválcovaného klínu **obr. 5.30**. U dalšího vzorku č. 10 se trhliny prakticky

nevyskytují. Vzorek č. 11 opět obsahuje poměrně hodně trhlin, zvláště na konci vyválnovaného vzorku **obr. 5.31**.



Obr. 5.30 Výrazné trhliny na konci klínu u vzorku č. 9



Obr. 5.31 Trhliny mezi 6 a 7 vrubem – vzorek č. 11

I nadále zvyšujeme teplotu po 40 °C a to na 1120 °C. Ohříváme dva vzorky č. 12 a 13. Následně je válcujeme na výšky $h_1 = 4,40$ mm a $h_1 = 3,00$ mm.

Po vyválnování vzorku č. 12 jsou viditelné trhliny **obr. 5.32**, jedna i v sedmém vrubu **obr. 5.33**. Taktéž vzorek č. 13 má velké množství trhlin i v šestém vrubu **obr. 5.34**.



Obr. 5.32 Rozsáhlé trhliny – vzorek č. 12

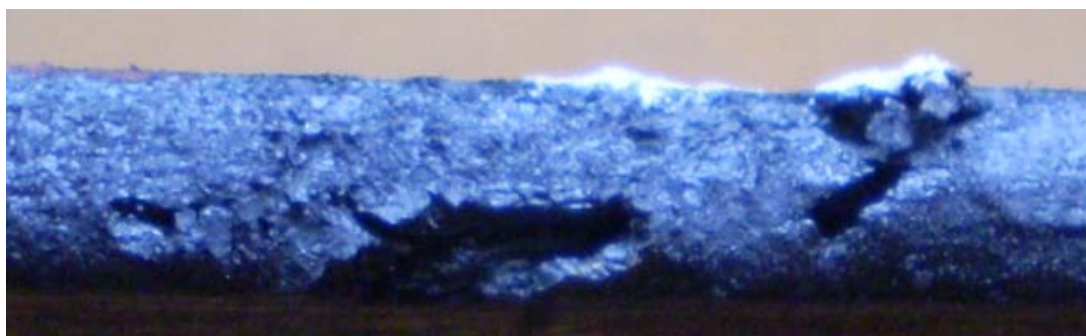


Obr. 5.33 Trhlina v sedmém vrubu – vzorek č. 12

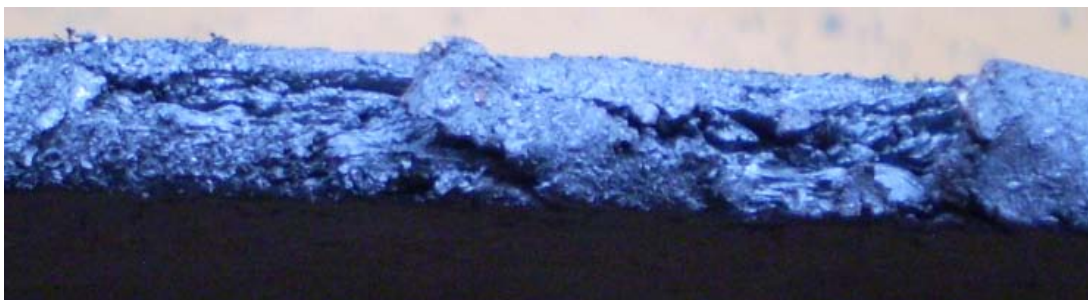


Obr. 5.34 Trhlina v šestém vrubu – vzorek č. 13

Další ohřev materiálu je na teplotu 1 160 °C. Opět ohříváme dva vzorky č. 14 a č. 15 a následně je válcujeme jedenkrát s větším úběrem a jedenkrát s menším úběrem a to $h_1 = 3,00$ mm a $h_1 = 4,40$ mm. Vzorek č. 14 má výrazné táhlé trhliny **obr. 5.35** a **5.36**. Vzorek č. 15 má naopak minimum trhlín, spíš jen jejich náznaky.



Obr. 5.35 Výrazně roztrhaný povrch vzorku č. 14



Obr. 5.36 Výrazně roztrhaný povrch vzorku č. 14

Další experimenty se zaměřily na testování tvařitelnosti za teplot 1200 °C a 1300 °C. Za teploty 1200 °C jsou válcovány 2 vzorky č. 16 a č. 17. Při teplotě 1300 °C je válcován pouze jeden vzorek č. 18.

Vzorek č. 16 je válcován na $h_1 = 4,40$ mm. Vzorek č. 17 na $h_1 = 3,00$ mm a poslední vzorek č. 18 na $h_1 = 3,00$ mm.

Po vyválnování klínového vzorku č. 16 se objevila trhlinka v sedmém vrubu **obr. 5.37** a pár miniaturních trhlin mimo vruby. U vzorku č. 17 je větší počet táhlých trhlin **obr. 5.38**. U posledního pokusu je vzorek č. 18. výrazně zokujen **obr. 5.39** a neobsahuje žádné trhliny. **Obr. 40** nám ukazuje celkový pohled na vyválnované klíny.



Obr. 5.37 Trhlinka v sedmém vrubu – vzorek č. 16



Obr. 5.38 Táhlá trhlinka ke konci vzorku č. 17



Obr. 5.39 Výrazné zokujení povrchu



Obr. 5.40 Pohled na veškeré vyvālcované vzorky

Celkový přehled výsledků a vyhodnocení experimentu je znázorněn v následné tabulce 4.

Tabulka 4 Celkový přehled výsledků při experimentu

Vzorek n	Úběr h_1 mm	Teplota $^{\circ}\text{C}$	Otáčky min^{-1}	Trhliny - typ	Počet trhlín
3	3,3	960	75	II - III	15
4	3,75	960	75	II*	12
5	3,5	960	75	III*	16
6	3,8	960	75	III*	17
1	3,3	1000	75	I	9
2	2,85	1000	75	I - II	13
7	3,85	1040	75	I	3
8	3	1040	75	III*	15
9	3	1080	75	III*	17
10	3,85	1080	75	I	4
11	4,4	1080	75	III	10
12	4,4	1120	75	II*	8
13	3	1120	75	II*	9
14	3	1160	75	III	8
15	4,4	1160	75	I	4
16	4,4	1200	75	I*	4
17	3	1200	75	III	9
18	3	1300	75	X	0

X	–	bez trhlín	III	–	výrazné táhlé trhliny
I	–	náznamy trhlín, malé trhliny	*	–	trhliny i ve vrubech
II	–	velká četnost trhlín			

5.5.2 OHŘEV VZORKŮ NA TEPLITU 800 – 950 °C A JEJICH VÁLCOVÁNÍ

Kromě hlavního experimentu v intervalu teplot 960 – 1300 °C jsme vyzkoušeli tvařitelnost oceli 42CrMo4 za snížených teplot v intervalu 800 – 950 °C.

Vzorky vkládáme do pece už při teplotě 960 °C, samotná teplota ještě klesne a to z důvodu otvírání pece (ztráta tepla). U prvního vzorku byl proveden ohřev na teplotu 900 °C cca 10 min. a to z důvodu rovnoměrného prohřátí materiálu. Otáčky byly nastaveny na 75 ot/min a úběr byl nastaven na $h_I = 2,84$ mm.

Během válcování vzorku došlo k prokluzu válců. Vzorek byl proválcován přibližně do poloviny a to do pátého vrubu. Toto zaklínění vzorku je způsobeno velkým deformačním odporem.

Na proválcované části vzorku se objevily 2 trhliny a to mezi 3 a 4 vrubem a mezi 4 a 5 vrubem.

U druhého vzorku jsme snížili teplotu na 800 °C. Úběr byl změněn na $h_I = 3,44$ mm. Otáčky ponecháme stejné, ale vzorek necháme pro jistotu déle prohřívát cca 20 min.

Při válcování opět došlo k prokluzu válců a válcovací stolice neunesla velké válcovací síly (přestřihly se šrouby a spadla vřetena). Válcování muselo být přerušeno.

Vzorek č. 2 byl proválcován do 6 vrubu **obr. 5.41**. V této proválcované části se objevily trhliny v čtvrtém a pátém vrubu a mezi 5 a 6 vrubem.



Obr. 5.41 *Neproválcovaný vzorek*

Při ohřevu na spodní hranici tvařitelnosti dochází k prokluzu válců. Z toho vyplývá, že za těchto teplot nelze tvářet kvůli velkým válcovacím silám

5.5.3 OHŘEV VZORKŮ NA TEPLITU 1340 °C A JEJICH VÁLCOVÁNÍ

Poslední část experimentu byla provedena za zvýšených teplot při 1340 °C, na hranici tvařitelnosti. Při tomto experimentu jsme simulovali lokální zvýšení teploty v peci a možné nerovnoměrné prohřátí materiálu.

Úběr byl nastaven na $h_1 = 2,5$ mm a otáčky byly zvýšeny na 100 ot/min. Při této teplotě jsme doválcovali 4 vzorky.

První vzorek měl při válcování tendenci se zkroutit. Žádné trhliny se neobjevili jen přeložky, materiál má prozatím minimum okují. Vzorek byl ohříván přibližně po dobu 10 minut.

Druhý vzorek byl ponechán v peci přibližně 20 min. Úběr a otáčky zůstaly stejné. Vzorek je mnohem více zokujen. Okuje zhoršují tvařitelnost, ale pomáhají nám vytvořit trhlinu. Ani u druhého vzorku nebyly nalezeny žádné trhliny.

Třetí vzorek zůstal ponechán v peci už na dobu 35 min. Oxidace povrchu materiálu byla už výrazná. Vzorek po vytažení z pece musí být zbaven okují, protože při válcování by se nám okuje mohly zaválcovat do povrchu materiálu a ztížilo by nám to hledání trhlín. Po vyválnování nebyly nalezeny trhliny ani zde.

Čtvrtý vzorek je vystaven této extrémní teplotě na hranici tvařitelnosti 45 minut. Následovně je zbaven povrchových okují a vyválnován, ale i tak obsahuje výrazné okuje až několik milimetrů. Vzorek se drolí, odpadávají části okují popřípadě okuje se základním materiálem. Došlo k příliš velké oxidaci povrchu. Hledané trhliny se velice těžko identifikují.

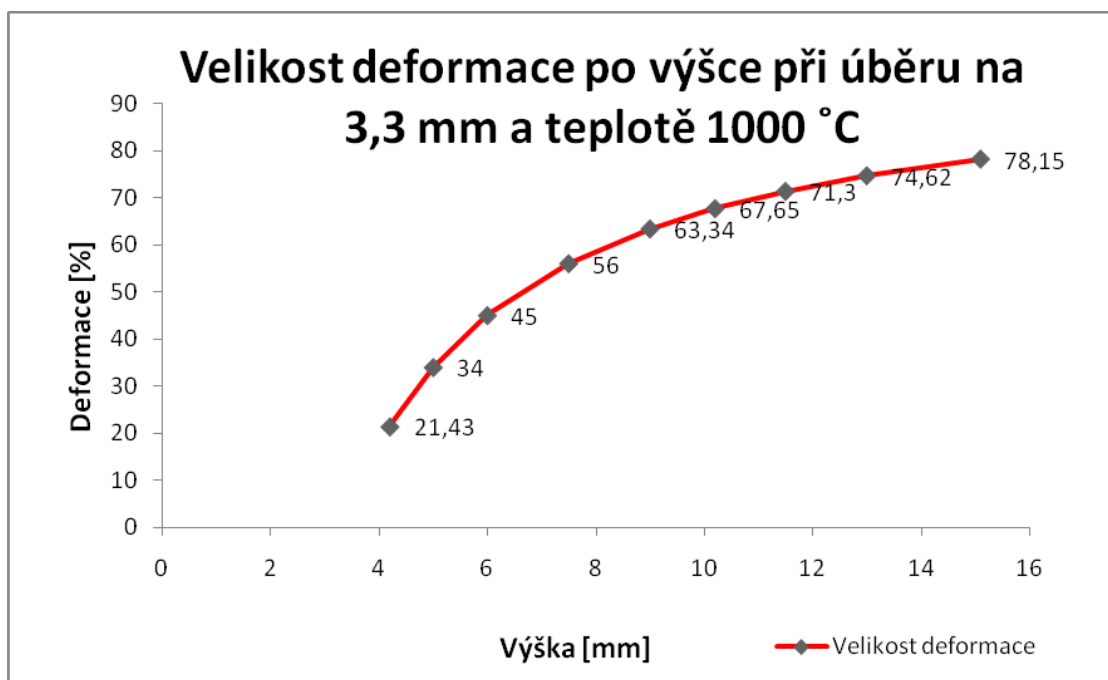
U vyšších teplot je zásadní problémem oxidace povrchu – tvorba okují. Tento problém můžeme řešit co nejkratší dobou ohřevu nebo ochranným plynem (Argon, Dusík, ...), tj. ohřevu s ochrannou atmosférou. Taková ochranná atmosféra je však značně nedokonalá. Bohužel v našem případě není ochranná atmosféra moc vhodná, z důvodu častého otevírání pece.

Další možností je zavaření vzorku do trubice křemenného skla s ochrannou atmosférou. Tyto metody jsou sice účinnější, ale skýtají spoustu nevýhod. Například: měknutí skla za vyšších teplot, dále mají složitější přípravu a tím pádem jsou časově náročnější a finančně nákladnější.

5.6 VYHODNOCENÍ

Ze získaných výsledků v průběhu experimentu, lze usoudit, že tvorba trhlín probíhá v největší míře od 3 až 4 vrubu po 8 vrub klínu. Z toho vyplývá, že s rostoucí

deformací po výšce klínu stoupá i počet výskytu trhlin. Velikost deformace po výšce viz **obr. 5.42**.



Obr. 5.42 Rostoucí deformace po výšce klínu

Při válcování za nejnižších teplot (800 °C a 900 °C) dochází k prokluzu válců, přičemž při ohřevu materiálu na 800 °C stolice neunesla válcovací síly (přestříhly se šrouby a spadla vřetena).

Na vyválcovaných částech klínů se objevili 2 až 3 trhliny. Jejich vznik je způsoben pravděpodobně nízkou teplotou tváření materiálu.

Při teplotě ohřevu materiálu v intervalu 960 – 1300 °C se klínové vzorky válcují bez problému průchodu mezi válci. U čtyř vzorků při nižších teplotách okolo 960 °C v rozmezí úběru na $h_1 = 3,3 - 3,8$ mm se tvořilo prakticky nejvíce trhlin.

Při teplotách 1000 až 1080 °C, lze vidět (**tabulka 4**), že u větších deformací (výška $h_1 = 2,85$ až 3 mm) se trhliny tvoří mnohem více než u nižších deformací. S výjimkou jednoho vzorku při teplotě 1080 °C (č. 11). Sice u něj byla malá deformace, ale měl velký počet výrazných trhlin. To bylo pravděpodobně způsobeno delší dobou ohřevu a tím pádem mohlo dojít k přehřátí oceli. Vzorek byl ohříván mnohem déle než předchozí vzorky č. 9 a 10 a to z důvodu vyzkoušení vlivu teploty při delším prohřátí vzorku (cca 10 – 15 min). Při přehřátí došlo ke zhrubnutí zrna, což má za následek prudké zhoršení houževnatosti.

U teplot v rozmezí 1120 – 1200 °C se trhliny tvoří také převážně u větších úběrů než u menších, ale jejich počet výrazně klesá.

Při teplotě 1300 °C se dostáváme k horní hranici tváření. U těchto teplot je už výrazná oxidace povrchu. Trhliny se již netvoří. Materiál je příliš měkký.

Poslední experiment byl ohřev materiálu na 1340 °C. Je to vlastně simulace lokálního zvýšení teploty v peci při ohřevu. Při těchto teplotách žádné trhliny nevznikly, ale došlo k tvorbě výrazných okují a tím pádem k velké ztrátě materiálu. Vyválcované vzorky, které byly vystaveny delší době ohřevu, se doslova drolily. Došlo nejspíš už ke spálení oceli vlivem vysoké teploty a dlouhé doby ohřevu.

Po řezu několika trhlín je zjištěno, že se jedná o povrchové trhliny **obr. 5.36** a **obr. 5.37**. Žádná trhlina nemá tendenci se šířit od povrchu do středu. Po rozřezání vyválcovaných vzorků nebyly nalezeny žádné vnitřní trhliny a to pravděpodobně z důvodu, že na povrchu byla největší tahová napětí a právě tam se tvořili trhliny.



Obr. 5.36 Řez klínu uprostřed táhlé trhliny



Obr. 5.37 Povrchová trhlina – pohled z boku

6. ZÁVĚR

Z celkových výsledků vyplývá, že litá struktura obsahuje velké množství ředin, vnitřních vad a výskyt feritu. Což má za následek tvorbu trhlin při tváření. Dalšími faktory, které pravděpodobně ovlivnili tvorbu trhlin, je doba ohřevu, nerovnoměrné prohřátí a teplota. Tyto faktory můžeme ovlivnit optimalizací doby ohřevu a správnou volbou teploty ohřevu.

Z vyhodnocení experimentu vyplývá, že při nižších teplotách tváření se tvoří větší množství trhlin. Se stoupající teplotou tvorba trhlin postupně klesá. Což vlastně odpovídá tvařitelnosti, která s rostoucí teplotou stoupá. Čím lepší tvařitelnost tím se tvořilo méně trhlin.

Nejoptimálnější se zdá být ohřev na teplotu 1200 – 1300 °C. Při těchto teplotách byl minimální výskyt trhlin. U horní hranice tohoto intervalu teplot nevznikly žádné trhliny. Nebezpečí je však v době ohřevu, kdy může dojít k přehřátí oceli a tím pádem ke zhrubnutí zrna a zhoršení kvality jejich hranic.

U teplot nad 1300 °C se dostáváme na samou hranici tvařitelnosti. Materiál podléhá velké oxidaci, tvoří se velké okuje. Trhliny sice nevznikly, ale díky velké ztrátě materiálu, je toto velmi neekonomické a také dochází ke zhrubnutí zrna a ztráty požadovaných vlastností. Při delší době ohřevu, dochází ke spálení oceli a tím pádem ke ztrátě tvařitelnosti. Materiál se doslova rozpadává.

Ukázalo se, že tato zkoumaná ocel je špatně tvařitelná při nízkých tvářecích teplotách. U vzorků stačí nízká tahová napětí na tvorbu trhlin. Obdobnou problematikou se zajímali také Kvíčala a kol. [14] a to u oceli 25CrMo4. Na základě jejich experimentu vyplývá, že tato ocel je poměrně dobře tvařitelná v teplotním intervalu 1100 – 1300 °C. Tento rozpor ve výsledcích experimentu je způsoben rozdílnou strukturou polotovaru. V našem případě jsme použili vzorky z polotovaru v litém stavu a Kvíčala použil ve svém experimentu polotovar v proválcovaném stavu.

Z toho všeho plyne, že vnitřní dutiny a trhliny vznikají už v litém stavu, a ne až při válcování. Problém tedy nastává už v samotných ocelárnách při odlévání bloků, kde se tvoří vnitřní dutiny a trhliny.

7. LITERATURA

- [01] ELFMARK, J., a kol. *Tváření kovů*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1992. 528 s.
- [02] SCHINDLER, I., KAWULOK, P., LEGERSKU, M., *Metalurgická tvařitelnost*, studijní opora, VŠB-TU Ostrava, 2008, dostupné na:
<https://www.fmmi.vsb.cz/oblasti/studium-a-vyuka/studijni-opory/>
- [03] ŽÍDEK, M., PEJČOCH, O., *Metalurgická tvařitelnost za tepla – vliv základních strukturních stavů a chemického složení*, Ostrava: VŠB-TUO, výzkumné ústavy VŽKG, 1975
- [04] ŽÍDEK, M., DĚDEK, V., SOMMER, B. *Tváření oceli*. 1.vyd. Praha: SNTL, Bratislava: ALFA, 1988. 520 s.
- [05] NSW HSC Online [online]. 1999 [cit. 2010-08-18]. Engineering materials: Structure/property relationships in forming processes. Dostupné z WWW:
<http://www.hsc.csu.edu.au/engineering_studies/lifting/3282/rolling.htm>
- [06] LENFELD, P., *Tváření kovů*, studijní opora, TU Liberec, dostupné na :
http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/obsah.htm
- [07] BANABIC, Dorel, et al. *Formability of Metallic Materials : Plastic Anisotropy, Formability Testing, Forming Limits*. Berlin Heidelberg : Springer, 2000. 335 s.. ISBN 3-540-67906-5.
- [08] ŽÍDEK, M., KUŘE, F. *Válcování*. 1.vyd. Ostrava: VŠB – TUO, 1983. 379 s.
- [09] PETRUŽELKA, J., BŘEZINA, R., *Tvařitelnost kovových materiálů*, studijní opora, VŠB-TU Ostrava, 2001, dostupné na:
<http://www.345.vsb.cz/jiripetruzelka/Texty/TVARITELNOST.pdf>
- [10] FABÍK, R. a kol. *Teoretický rozbor problematiky válcování tlustých vývalků...* Závěrečná zpráva, ev.č. FI-IM2/043, podprojekt A10, Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 2006, 30 s.
- [11] DVOŘÁK, M., MAREČKOVÁ, M., *TECHNOLOGIE TVÁŘENÍ*, studijní opora, VUT Brno, 2006, dostupné na:
http://ust.fme.vutbr.cz/tvareni/opory_soubory/technologie_tvareni/index.htm
- [12] RAJAN, T. V.; SHARMA, C.P.; SHARMA, ASHOK. *Heat Treatment: Principles and Techniques*. New Delhi – Indie : Asoke K. Ghosh, 2006. 451 s. ISBN -81-203-0716-X
- [13] [Http://technet.idnes.cz](http://technet.idnes.cz) [online]. 12.8.2008 [cit. 2010-08-18]. Jak vzniká obutí pro nejrychlejší lokomotivu světa. Fotoreportáž. Dostupné z WWW:

<http://technet.idnes.cz/jak-vznika-obuti-pro-nejrychlejsi-lokomotivu-sveta-fotoreportaz-1ck-/foto.asp?foto1=RJA23ec46_P3212032.JPG>.

- [14] KVÍČALA, M., KLIMEK, M.; SCHINDLER, I. Studium technologické tvařitelnosti nízkolegované oceli 25CrMo4. *Hutnické listy*. Ostrava, 2009. s. 13-15.